

# Kurzzeitfestigkeit von Schweißverbindungen: Ein Verfahren zur Parameteridentifikation lokaler zyklischer Spannungs-Dehnungs- Kurven bei Werkstoffinhomogenitäten auf Basis der digitalen Bildkorrelation

Vom Fachbereich 13 – Bau- und Umweltingenieurwissenschaften  
der Technischen Universität Darmstadt

zur  
Erlangung des akademischen Grades eines  
Doktor-Ingenieurs

genehmigte  
DISSERTATION

vorgelegt von

**Dipl.-Ing. Eliane Ahrend (geb. Lang)**

aus Esslingen am Neckar

Referent:

Prof. Dr.-Ing. Michael Vormwald

Korreferent:

Prof. Dr.-Ing. Wolfgang Fricke

Tag der Einreichung:

3. April 2018

Tag der mündlichen Prüfung:

6. Juni 2018

Darmstadt 2018

D 17

**Eliane Ahrend**

Kurzzeitfestigkeit von Schweißverbindungen: Ein Verfahren zur Parameteridentifikation lokaler zyklischer Spannungs-Dehnungs-Kurven bei Werkstoffinhomogenitäten auf Basis der digitalen Bildkorrelation

Darmstadt, Technische Universität Darmstadt

Jahr der Veröffentlichung der Dissertation auf TUpriints: 2018

Tag der mündlichen Prüfung: 06.06.2018

**URN: urn:nbn:de:tuda-tuprints-80838**

**URL: <https://tuprints.ulb.tu-darmstadt.de/id/eprint/8083>**

Veröffentlicht unter CC BY-SA 4.0 International  
<https://creativecommons.org/licenses/>



# Kurzfassung

Die vorliegende Arbeit befasst sich mit dem Verhalten von Schweißverbindungen unter zyklisch elastisch-plastischer Beanspruchung und den maßgebenden Einflussgrößen auf deren Lebensdauer. Darüber war bislang sehr wenig bekannt. So stützen sich aktuell im Kurzzeitfestigkeitsbereich anwendbare Regelwerke aus Mangel an belastbaren Daten überwiegend auf Erkenntnisse, die aus Untersuchungen im Langzeitfestigkeitsbereich gewonnen wurden. Insbesondere dem Einfluss der Werkstoffinhomogenität wurde bisher kaum Beachtung geschenkt. Im Sinne einer sowohl wirtschaftlichen als auch sicheren Auslegung der Bauteile, sollten jedoch alle relevanten Einflussgrößen im Bemessungskonzept zutreffend erfasst werden.

An Proben stumpfgeschweißter Rohre aus austenitischem Werkstoff, die im realen Einsatz hohen zyklischen Beanspruchungen ausgesetzt sind, wurden umfangreiche werkstoffkundliche Untersuchungen vorgenommen sowie Kurzzeitfestigkeitsversuche durchgeführt. Während der Versuche wurden Dehnungsfelder im Nahtbereich optisch gemessen. Besonders auffällig war, dass bei hoher zyklischer Belastung die Anrisse an Stellen im Grundwerkstoff auftraten, an denen die höchsten lokalen Dehnungsamplituden gemessen wurden. Die Nahtkerbe spielt hier somit eine untergeordnete Rolle.

Zur Erfassung der Werkstoffinhomogenität wurde ein Verfahren entwickelt, das anhand der gemessenen Dehnungen lokale zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurven bestimmen kann. Die Parameteridentifikation erfolgt vollautomatisiert unter Einsatz von Finite-Elemente-Simulationen. Innerhalb von fünf bis zehn Iterationen können mehrere hundert lokale zyklische Werkstoffparameter identifiziert werden. Zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurven können nun so lokal bestimmt werden wie die Dehnungen in einem auf Basis der digitalen Bildkorrelation gemessenen Dehnungsfeld. Zonen unterschiedlicher Festigkeit müssen nicht im Vorhinein bekannt sein.

Nachdem die Werkstoffinhomogenität in der Simulation berücksichtigt wurde, konnten Dehnungsamplituden realitätsnah berechnet, Versagensorte an der richtigen Stelle indiziert und Lebensdauern anhand der Werkstoff-Wöhlerlinie des Grundwerkstoffs zutreffend ermittelt werden. Durch die Anwendung des Verfahrens konnte eine deutliche Korrelation zwischen dem zyklischen Festigkeitskennwert  $R'_{p0,2}$  und der Härte aufgezeigt werden. Aus der Literatur bekannte Korrelationsfunktionen eigneten sich jedoch nicht zur Abschätzung der zyklischen Werkstoffkennwerte in durch den Schweißprozess stark verfestigten Bereichen. Deshalb wurde eine neue Abschätzformel entwickelt, die für vergleichbare Schweißverbindungen angewendet werden kann.

Mithilfe des Verfahrens lässt sich auch zyklisches Ver- und Entfestigungsverhalten beobachten. In Einstufen-Versuchen zeigten die untersuchten Nähte überwiegend zyklisch stabiles Verhalten, im Mehrstufen-Versuch konnte deutliche Entfestigung in den Bereichen um die Nahtwurzel festgestellt werden.



# Abstract

The present work deals with the behaviour of welded joints under cyclic elastic-plastic strains and the relevant factors influencing their fatigue lives. Until now, there was little knowledge about it. Thus, guidelines currently applicable in the low-cycle fatigue regime are mainly based on findings that were obtained from studies in the high-cycle fatigue regime due to a lack of reliable data. In particular, the influence of material inhomogeneities has so far received little attention. For the purpose of an economic as well as reliable design of the components, however, all relevant fatigue influencing factors have to be considered adequately in the design concept. On specimens from butt-welded pipes made of austenitic steel – in real usage exposed to low-cycle loadings – extensive material science investigations were carried out and low-cycle fatigue tests were performed. During the tests, strain fields around the section of the weld seam were measured optically. It was noticeable that at low-cycle loadings the cracks occurred in the base material where the highest local strain amplitudes had been measured, before. Thus, the weld notch plays a subordinate role under these conditions.

In order to consider the material inhomogeneity a procedure has been developed that is able to identify parameters of local cyclic stress-strain curves based on the measured strains. The parameter identification is fully automated under the use of finite element simulations. Within five to ten iterations several hundreds of local cyclic material parameters are identified. Now, cyclic stress-strain curves can be determined as local as strains can be measured by digital image correlation. Zones of different cyclic material strength need not be known in advance.

After the material inhomogeneity was considered in the simulation, realistic strain amplitudes could be calculated, the crack initiation could be indicated correctly at the real failure location and the fatigue lives could be determined by the base material Wöhler curve.

The application of the procedure revealed a significant correlation between the cyclic material parameter  $R'_{p0,2}$  and the hardness. Correlation functions known from the literature were not able to estimate the cyclic material parameters in areas strongly hardened by the welding process. Therefore, a new estimation formula was developed that is applicable for comparable welded joints.

The procedure can also be used in order to detect cyclic hardening and softening of the local materials. At single-stage tests the here investigated weld seams showed mainly cyclic stable behaviour, in multi-stage tests cyclic softening in the areas around the weld root was observed.



# Inhaltsverzeichnis

<b>Nomenklatur</b>	<b>VII</b>
<b>1 Einleitung</b>	<b>1</b>
<b>2 Grundlagen</b>	<b>5</b>
2.1 Verhalten von Stahl unter zyklischer Beanspruchung . . . . .	5
2.1.1 Hysteresen und zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve . . . . .	5
2.2 Wöhlerlinien . . . . .	8
2.2.1 Spannungs-Wöhlerlinie . . . . .	8
2.2.2 Dehnungs-Wöhlerlinie . . . . .	9
2.3 Metallurgie des Schweißens austenitischer Chrom-Nickel-Stähle . . . . .	10
<b>3 Experimenteller Teil</b>	<b>13</b>
3.1 Grundcharakterisierung der Proben . . . . .	13
3.1.1 Rohr und Grundwerkstoff . . . . .	14
3.1.2 Schweißnaht und Schweißgut . . . . .	16
3.1.3 Gefüge aus Grundwerkstoff und Schweißgut . . . . .	18
3.1.4 Technische Zeichnung und reale Probengeometrie . . . . .	19
3.2 Scannen der Proben . . . . .	20
3.2.1 Scannen der globalen Geometrie . . . . .	20
3.2.2 Scannen der Nahtgeometrie . . . . .	22
3.2.3 Geometrieparameter . . . . .	25
3.3 Zugversuche . . . . .	27
3.4 Schwingversuche Teil I . . . . .	28
3.4.1 Versuchsaufbau und -durchführung . . . . .	28
3.4.2 Versuchsergebnisse . . . . .	29
3.5 Eigenspannungen und Spannungsarmglühen . . . . .	34
3.6 Schliffbilder . . . . .	34
3.6.1 Präparation der Proben . . . . .	35
3.6.2 Analyse der Schliffbilder . . . . .	35
3.7 Härtemessungen . . . . .	40
3.7.1 Das UCI-Verfahren . . . . .	41
3.7.2 Ergebnisse der Härtemessungen . . . . .	42
3.8 Messungen der Oberflächenrauigkeit . . . . .	45
3.9 Optische Dehnungsmessungen – Schwingversuche Teil II . . . . .	46
3.9.1 Versuchsprogramm . . . . .	47
3.9.2 Digitale Bildkorrelation (DIC) . . . . .	48
3.9.3 Kalibrierung für die 3D-Bildkorrelation . . . . .	48
3.9.4 Vorbereitung der Probe . . . . .	49
3.9.5 Versuchsaufbau und -durchführung (Schwingversuche Teil II) . . . . .	50
3.9.6 Berechnung der Dehnungen . . . . .	51
3.9.7 Ergebnisse der optischen Dehnungsmessungen . . . . .	54
3.9.8 Weitere Versuchsergebnisse . . . . .	56

<b>4</b>	<b>Stand der Technik</b>	<b>59</b>
4.1	KTA 3201.2 . . . . .	61
4.2	DIN EN 13445-3 . . . . .	62
4.3	IIW-Empfehlungen . . . . .	63
4.4	Fazit . . . . .	63
<b>5</b>	<b>Einflussgrößen auf die Kurzzeitfestigkeit von Schweißverbindungen und deren Erfassung</b>	<b>65</b>
5.1	Einflussgröße Werkstoff . . . . .	66
5.1.1	Bestimmung lokaler zyklischer Spannungs-Dehnungs-Kurven . . . . .	66
5.1.2	Transientes Verhalten des Werkstoffs X6CrNiNb18-10 (1.4550) unter Ermüdungsbeanspruchung . . . . .	72
5.1.3	Werkstoff-Wöhlerlinien . . . . .	76
5.2	Weitere Einflussgrößen . . . . .	77
5.3	Bauteilbasierte Konzepte für den Kurzzeitfestigkeitsbereich . . . . .	83
<b>6</b>	<b>Entwickeltes Verfahren zur Bestimmung lokaler zyklischer Spannungs-Dehnungs-Kurven</b>	<b>85</b>
6.1	Vorbemerkungen . . . . .	85
6.2	Vorstellung des Verfahrens . . . . .	87
6.3	Programmtechnische Umsetzung des Verfahrens . . . . .	88
6.3.1	Vorbereitung . . . . .	90
6.3.2	Operationen des Algorithmus' . . . . .	92
<b>7</b>	<b>Anwendung des Verfahrens</b>	<b>97</b>
7.1	Vorstudie: Einfluss der Elementierung auf die berechneten Dehnungen bei Werkstoffinhomogenitäten . . . . .	98
7.2	Testmodell I – Werkstoffinhomogenität über Probenabschnitte . . . . .	102
7.2.1	Variation: „Vergleichsdehnungen = False“ . . . . .	107
7.2.2	Variation: „n_Strich_konstant = False“ . . . . .	107
7.2.3	Knotenwerkstoff und Partitionswerkstoff . . . . .	108
7.2.4	Fixe Partitionierung mit 300 Partitionen . . . . .	110
7.3	Testmodell II – Werkstoffinhomogenität über den Querschnitt . . . . .	113
7.4	Testmodell III – mit realitätsnaher Werkstoffinhomogenität . . . . .	117
7.4.1	Verwendung eines konstanten, aber nicht zutreffenden Parameters $n'$ . . . . .	121
7.5	Geschweißte Proben aus Kapitel 3 . . . . .	123
7.5.1	Ergebnisse im Bereich elastischer Dehnungen . . . . .	128
7.5.2	Einfluss der Programmvariablen zur Steuerung der adaptiven Partitionierung . . . . .	130
7.5.3	Ermittlung des transienten Werkstoffverhaltens . . . . .	131
7.5.4	Korrelation von Härte und Festigkeit . . . . .	134
7.5.5	Ermittlung der Lebensdauer . . . . .	136
<b>8</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick</b>	<b>139</b>
	<b>Literaturverzeichnis</b>	<b>145</b>
	<b>Abbildungsverzeichnis</b>	<b>155</b>
	<b>Tabellenverzeichnis</b>	<b>161</b>
	<b>Anhang</b>	<b>163</b>

# Nomenklatur

## Abkürzungen

AiF	Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen
ASME	American Society of Mechanical Engineers
BMBF	Bundesministerium für Bildung und Forschung
CAD	Computer-Aided Design
CCD	Charge-Coupled Device, ladungsgekoppeltes Bauteil im lichtempfindlichen CCD-Sensor
CNC	Computerized Numerical Control
const.	Konstant
DIC	Digital Image Correlation
DIN	Deutsches Institut für Normung
FE	Finite Elemente
FKM	Forschungskuratorium Maschinenbau
FSRF	Fatigue Strength Reduction Factor
GW	Grundwerkstoff
HB	Brinellhärte
HCF	High Cycle Fatigue
HV	Vickershärte
ifs	Institut für Füge- und Schweißtechnik der Technischen Universität Braunschweig
IfW	Institut für Werkstoffkunde der Technischen Universität Darmstadt
IGF	Industrielle Gemeinschaftsforschung
IIW	International Institute of Welding
IPCT	Image Pattern Correlation Technique, entspricht DIC
IST	Incremental Step Test
JSMS	Japanese Society of Materials Science
kfz	kubisch flächenzentriert
KTA	Kerntechnischer Ausschuss
LCF	Low Cycle Fatigue
LD	Lebensdauer
log.	logarithmisch
PhM	Fachgebiet Physikalische Metallkunde der Technischen Universität Darmstadt
R-Verhältnis	Spannungs-, Dehnungs- oder Kraft-Verhältnis
RCC-M	Règles de Conception et de Construction des Matériels Mécaniques
RK	Rauigkeitskorrektur
RT	Raumtemperatur
SN	Schweißnaht
SQP	Sequentielle Quadratische Programmierung
UCI	Ultrasonic Contact Impedance
UML	Uniform Material Law
USM	Uniform Stress Method
V2A	entspricht Werkstoff 1.4301 (X5CrNi18-10), AISI 304
VFM	Virtual Fields Method
WIG	Wolfram-Inert-Gas

## Formelzeichen

$\alpha$	Neigungswinkel und ‘yield’ offset (Materialmodell)
$\alpha'$	(Verformungsinduzierter, kubisch raumzentrierter) Martensit
$\Delta\sigma_{eq,l}$	Linearisierte Vergleichsspannungsschwingbreite
$\Delta f$	Resonanzfrequenzverschiebung
$\Delta$	Differenz oder Schwingbreite
$\delta$	Phase des Eisens
$\eta_S$	Lokale Koordinate für die Ansatzfunktion der DIC
$\gamma$	Schubverzerrung, ‘Chaboche-Parameter’ [69]
$\gamma_S$	Lokale Koordinate für die Ansatzfunktion der DIC
$\kappa$	Verhältnis der Spannungsdauerfestigkeiten von rauher zu glatter Oberfläche
$\nu$	Querdehnzahl
$\rho^*, \rho_{el-pl}^*$	Ersatzstrukturlänge, elastisch-plastisch Ersatzstrukturl.
$\rho_f, \rho$	Fiktiver Kerbradius, Kerbradius
$\sigma$	(Lokale) Spannung
$\sigma'_f$	Schwingfestigkeitskoeffizient
$\sigma_0$	Verfestigungskoeffizient
$\sigma_A, \sigma_{nA}$	Ertragbare Spannungs- bzw. Nennspannungsamplitude
$\sigma_f$	Fließgrenze
$\sigma_{ij}$	Spannungstensor
$\tau$	Schubspannung
$\varepsilon$	Dehnung
$\varepsilon'_f$	Zyklischer Duktilitätskoeffizient
$\varepsilon_{ij}$	Dehnungstensor
$A$	Bruchdehnung
$A/B$	Anrisslebensdauer/Bruchlebensdauer
$A_0$	Anfangsquerschnitt zur Bestimmung der technischen Dehnung
$b$	Schwingfestigkeitsexponent, Breite
$C$	‘Chaboche-Parameter’ [69]
$c$	Zyklischer Duktilitätsexponent, Koeffizient/Konstante
$c_i$	Koeffizienten in der Ansatzfunktion der DIC
$d$	Durchmesser, Abstand (von Messpunkten)
$E$	Elastizitätsmodul
$e, e^*$	Nenndehnung, mit *: für den vollplastischen Zustand
$E_{eff}$	Effektiver Elastizitätsmodul
$F$	Kraft
$h$	Höhe
$k$	Wöhlerlinienneigung
$K', K'_{Hyst}$	Zyklischer Verfestigungskoeffizient; mit Index ‘Hyst’: Parameter des Hystereses
$K_3$	Faktor zur Berücksichtigung der Schweißnaht bei Temperaturbelastung
$K_e$	Plastizierungsfaktor
$k_e$	Plastizierungsfaktor für mechanische Lasten
$K_f, \bar{\alpha}$	Kerbwirkungszahl
$K_H$	Parameter aus der Hollomon-Gleichung
$K_t, \alpha_H$	Kerbformzahl
$k_v$	Plastizierungsfaktor für thermische Lasten
$K_N, K_S$	Rauigkeitsfaktor auf die Lebensdauer / auf die Dehnung(samplitude)
$l$	Länge
$m$	Materialkonstante



$M_{d30}$	Temperatur, bei der sich nach Beanspruchung $\varepsilon = 30\%$ ein Martensitgehalt von 50% feststellen lässt
$M_d$	Temperatur, bei der auch nach höchster Beanspruchung kein Martensit mehr entsteht
$M_S$	Martensit-Starttemperatur
$MV$	Mismatchverhältnis
$N$	Versagensschwingspielzahl
$n$	Materialkonstante und Verfestigungsexponent (Kehrwert zu $n'$ )
$n'$	Zyklischer Verfestigungsexponent
$P_J$	Schädigungsparameter nach Vormwald [138]
$PG$	Partitionsgröße
$r$	Radius, Kerb-/Ausrundungsradius
$R_a, R_q$	Mittlere Rauheit, quadratische Rauheit
$R_m$	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}, R'_{p0,2}$	Statisch und zyklische 0,2%-Dehngrenze
$R_z, R_t$	Gemittelte Rautiefe, maximale Rautiefe
$R_\varepsilon, R_F$	Dehnungsverhältnis, Kraftverhältnis (von unterem zu oberem Umkehrpunkt)
$s$	Mehrachsigkeitsfaktor
$S, S^*$	Nennspannung, mit *: für den vollplastischen Zustand
$S_m$	Spannungsvergleichswert
$S_n$	Nennspannungsschwingbreite
$t$	Dicke
$u$	Horizontale Verschiebung
$v$	Vertikale Verschiebung
$x$	Ortskoordinate (horizontal in der Abbildung)
$y$	Ortskoordinate (vertikal in der Abbildung)
$i, j$	Laufvariablen
LE	Logarithmische Dehnung in <i>Abaqus</i>
LE-ABSPRINCIPAL	Betragsmäßig maximale log. Hauptdehnung
S-ABSPRINCIPAL	Betragsmäßig maximale Hauptspannung

## Indizes

$\rho^*$	Wirksame Spannung / Dehnung
0	Anfangswert
1,2,3	Entspricht x,y,z bei Spannung und Dehnung
a	Amplitude
D	dauerfest
el,e	Elastisch
Hyst	Hysterese
i,j	Laufindizes
max	Maximalwert
min	Minimalwert
N	Nenn- (Spannung oder Dehnung; Bezeichnung nach Neuber [89])
o	oben (d.h. am oberen Umkehrpunkt)
pl,p	Elastisch
RT	Raumtemperatur
S	Subset
SG	Schweißgut
T	Bei höheren Temperaturen
t	Total (bezogen auf die Dehnung aus elastischem und plastischem Anteil)

u	unten (d.h. am unteren Umkehrpunkt)
V	Verzug
v	Vergleichs- (Spannung oder Dehnung)
x,y,z	Koordinaten

# 1 Einleitung

Materialermüdung wird makroskopisch betrachtet durch zyklische plastische Verformungen verursacht, die durch zeitlich veränderliche, wiederholte Belastung hervorgerufen werden. Wie oft die Belastung wiederholt werden kann, das heißt wie hoch die Lebensdauer eines Bauteils ist, hängt von verschiedenen Faktoren ab.

Bauteile, die hohen thermisch transienten Belastungen ausgesetzt sind, weisen oft sehr niedrige Lebensdauern auf. Hohe thermisch transiente Belastungen treten zum Beispiel in Kraftwerken auf – bei An- oder Abfahrvorgängen, bei Änderungen von Betriebszuständen oder hervorgerufen durch Prüf- und Störfälle. Aber auch Komponenten des chemischen Apparatebaus sind Belastungen dieser Art ausgesetzt. Als Ursache für die niedrige Lebensdauer (Low Cycle Fatigue – LCF) sind zyklische elastisch-plastische Beanspruchungen auszumachen, die über den gesamten Querschnitt eines Bauteils oder zumindest über große Querschnittsbereiche auftreten. Davon betroffen sind sowohl ungeschweißte als auch geschweißte Bauteilbereiche.

Um die Sicherheit im Betriebsablauf sowie bei Störfällen zu gewährleisten, müssen Bauteile unter Berücksichtigung aller die Lebensdauer beeinflussenden Faktoren – sogenannter Einflussgrößen – den Anforderungen entsprechend ausgelegt werden.

Bleiben zyklische Beanspruchungen vorwiegend im Elastischen werden hohe Lebensdauern erreicht (High Cycle Fatigue – HCF). Hier sind geometrische Kerben als bedeutende Einflussgröße zu nennen. Sie verursachen lokal eine Erhöhung der Beanspruchung und fördern lokale plastische Verformungen.

Schweißnähte weisen am Übergang zum Bauteil ohne Nachbearbeitung im Regelfall geometrische Kerben auf und stellen in erster Linie deshalb im hochzyklischen Bereich – auch HCF- oder Langzeitfestigkeitsbereich genannt – meist den Ausgangsort für ein Versagen durch Materialermüdung dar. Hochzyklische Beanspruchungen treten in vielfältigsten Anwendungsbereichen auf – wie an Brückenkonstruktionen, Kränen, Kraftfahrzeugteilen, Offshore-Bauteilen und an einer Vielzahl von Maschinenelementen. Diese hohe Anwendungsdichte hat mit Sicherheit dazu beigetragen, dass die Forschung in diesem Bereich schon weit fortgeschritten ist, so dass sich Regelwerke und Richtlinien auf statistisch abgesicherte Ergebnisse stützen können.

Anders ist es um die Auslegung von Schweißnähten im eingangs beschriebenen niederzyklischen Bereich – auch als LCF- oder Kurzzeitfestigkeitsbereich bezeichnet – bestellt. Hier werden Erkenntnisse aus dem hochzyklischen aus Mangel an belastbaren Daten auf den niederzyklischen Bereich übertragen. Der geometrischen Kerbe wird auch hier ein maßgeblicher Einfluss zugesprochen, was sich zum Beispiel in Regelwerken [59, 1, 101], welche zur Bemessung von Komponenten der Kraftwerkstechnik im niederzyklischen Bereich herangezogen werden können, folgendermaßen niederschlägt: Die ohne Berücksichtigung der Naht ermittelte Beanspruchung wird mit einem Erhöhungsfaktor von 1,7 bei (geometrisch) unbearbeiteten Stumpfnähten beaufschlagt gegenüber einem Faktor von 1,1 bei Entfernen der geometrischen Kerbe durch Beschleifen der Naht<sup>1</sup>. Weitere Einflussgrößen, die eine Schweißnaht gegenüber dem ungeschweißten Zustand aufweisen könnte, werden somit kaum berücksichtigt (Faktor 1,1 gegenüber 1,0). Andere Regelwerke aus dem Kraftwerksbereich, zum Beispiel [60, 2], erweitern gar die Wöhlerlinie aus dem statistisch abgesicherten hochzyklischen Bereich in den niederzyklischen Bereich und sehen auf dieser Basis einen spannungsbasierten Nachweis der Lebensdauer vor.

Es ist jedoch bekannt, dass im niederzyklischen Bereich andere Gesetzmäßigkeiten gelten, insofern, dass für große Querschnittsbereiche der lineare Zusammenhang zwischen Spannung und

---

<sup>1</sup>hier: stumpfgeschweißtes Rohr unter Temperaturbelastung

Dehnung nicht mehr zutrifft und Änderungen in der Lebensdauer nur dehnungsbasiert erklärt werden können. Während im hochzyklischen Bereich die elastisch-plastische Beanspruchung vereinfachend über fiktive elastizitätstheoretische Spannungen rechnerisch erfasst werden kann (in Verbindung mit entsprechenden Widerstandswerten), da das Plastizieren nur sehr lokal auftritt, ist dieses Vorgehen im Niederzyklischen nicht mehr möglich. Die Berücksichtigung des Werkstoffverhaltens über den elastischen Bereich hinaus ist hier von Nöten. Oftmals werden Wöhlerlinien deshalb auch erst ab einer Zyklenzahl von  $10^4$  angegeben, eine Erweiterung in den niederzyklischen Bereich ist dann nicht vorgesehen.

Das Örtliche Konzept [121], auch bekannt als Kerbdehnungskonzept, berücksichtigt den Werkstoff, indem elastisch-plastische Dehnungsamplituden für den Nachweis herangezogen werden, die auf Basis der zyklischen Spannung-Dehnungs-Kurve des Werkstoffs bestimmt werden. Dieses Konzept ist auch in den erstgenannten Regelwerken [59, 1, 101] in abgewandelter Form hinterlegt. Allerdings wird hier nur der Werkstoff des Bauteils berücksichtigt, nicht jedoch der Schweißnahtwerkstoff. Während der Werkstoff ungeschweißter Bauteile im Regelfall als makroskopisch homogen angesehen werden kann, weisen Schweißnahtbereiche deutliche Werkstoffinhomogenitäten auf. Sie rühren vom Schweißprozess her und werden üblicherweise durch drei Werkstoffzonen charakterisiert: Das Grundmaterial, die Wärmeeinflusszone und das Schweißgut. Es stellt sich die Frage, ob diese Werkstoffinhomogenitäten vernachlässigt bzw. durch einen Faktor von 1,1 auf die Beanspruchungen abgebildet werden können. Als Problem bei der Beantwortung dieser Frage ist die fehlende Kenntnis über das individuelle zyklische Verhalten der Werkstoffzonen zu nennen.

In der Forschung sind diverse Ansätze bekannt, anhand derer zyklische Werkstoffkennwerte auf Basis von Härtemessungen oder Last-Eindringkurven – ermittelt mit Hilfe instrumentierter Eindringprüfung – näherungsweise bestimmt werden können, zum Beispiel [136, 23]. Ungeklärt ist aber, ob bzw. welche Korrelationsfunktionen auch für Schweißnähte angewendet werden können und wie diese im Rahmen einer Lebensdauerbewertung zu handhaben sind. Dies betrifft auch die Frage nach dem Umgang mit Werkstoffgrenzen bei Ermittlung der Beanspruchung und die Erfassung des transienten Werkstoffverhaltens.

Es muss zusammenfassend festgestellt werden, dass über die **Kurzzeitfestigkeit von Schweißverbindungen** noch sehr wenig bekannt ist und bestehende Bemessungskonzepte im Hinblick auf eine wirtschaftliche, aber auch sichere Auslegung geschweißter Bauteile unter hohen zyklisch elastisch-plastischen Beanspruchungen überprüft werden sollten. Ziel dieser Arbeit ist es deshalb, den beschriebenen Fragestellungen auf den Grund zu gehen, die im niederzyklischen Bereich maßgebenden Einflussgrößen auf die Lebensdauer von Schweißnähten methodisch zu erfassen und eine zuverlässige Aussage zu Lebensdauer und Versagensort auf Basis von Berechnungen zu ermöglichen.

Die Arbeit ist folgendermaßen aufgebaut:

**Kapitel 2** behandelt wichtige Grundlagen, auf die in späteren Teilen der Arbeit zurückgegriffen wird.

**Kapitel 3** enthält ein umfangreiches experimentelles Programm zur Untersuchung von Proben stumpfgeschweißter Rohre aus austenitischem Stahl, die im realen Einsatz zyklisch elastisch-plastischen Beanspruchungen ausgesetzt sind. Diese Schweißverbindungen und deren Verhalten unter hohen zyklischen Beanspruchungen bilden die Basis der vorliegenden Arbeit. Besonders hervorzuheben sind die optischen Dehnungsmessungen, die diesbezüglich einen hohen Beitrag zum Erkenntnisgewinn liefern.

**Kapitel 4** beschreibt verfügbare Konzepte zum Nachweis der Ermüdungsfestigkeit sowie das Vorgehen nach Regelwerken, die aktuell zur Bemessung vorliegender Schweißverbindungen im Kurzzeitfestigkeitsbereich herangezogen werden können.

**Kapitel 5** umfasst den Kenntnisstand über die Einflussgrößen auf die Lebensdauer von Schweiß-

verbindungen im Kurzzeitfestigkeitsbereich und deren Erfassung. Der Fokus liegt dabei auf der Einflussgröße „Werkstoff“. Es werden Methoden zur Erfassung von Werkstoffinhomogenitäten beschrieben, die aus der Fachliteratur bekannt sind, und deren Vor- und Nachteile aufgezeigt. Außerdem wird auf das Ver- und Entfestigungsverhalten austenitischer Stähle eingegangen.

**Kapitel 6** beschreibt ein neues Verfahren zur lokalen Bestimmung zyklischer Spannungs-Dehnungs-Kurven, das auch die Werkstoffinhomogenität von Schweißverbindungen sehr detailliert erfassen kann.

**Kapitel 7** beinhaltet Beispiele, in denen das Verfahren zunächst getestet wird. Dann erfolgt die Anwendung auf die in Kapitel 3 untersuchten Nähte, wodurch sich viele der eingangs aufgeworfenen Fragen beantworten lassen.

**Kapitel 8** bildet den Abschluss, in dem der rote Faden der Arbeit nochmals aufgegriffen wird. Außerdem werden gewonnene Erkenntnisse zusammengefasst und ein Ausblick auf mögliche zukünftige Forschungsaktivitäten wird gegeben.



## 2 Grundlagen

In diesem Kapitel sollen einige grundlegende Zusammenhänge und Begrifflichkeiten der Materialermüdung erläutert werden, auf die in späteren Teilen der Arbeit zurückgegriffen wird. Zudem wird in einem kurzen Abschnitt auf Basiswissen zur Metallurgie des Schweißens austenitischer Chrom-Nickel-Stähle eingegangen.

### 2.1 Verhalten von Stahl unter zyklischer Beanspruchung

Belastungen, die ein Bauteil statisch ertragen kann, führen als zyklische Belastung irgendwann zum Versagen<sup>1</sup>. Dies ist so zu erklären, dass – makroskopisch betrachtet – bei zyklischer Belastung in den Mikro- und Makrobereichen des Bauteils zyklische plastische Verformungen ausgelöst werden. Ausgehend von Stellen höchster Beanspruchung entstehen Mikrorisse, die bei weiterer zyklischer Belastung quer zur größten Hauptnormalspannung fortschreiten und zu Makrorissen zusammenwachsen. Wenn die verbleibende Querschnittsfläche nicht mehr zum Lastabtrag ausreicht, kommt es zum Restbruch.

Der Riss bildet sich im Allgemeinen an der Bauteiloberfläche. Mikroskopisch, also auf Kristallstrukturebene betrachtet, ist das so zu erklären, dass hier in einzelnen Kristalliten zyklisches Fließen auftritt, das im Werkstoffinneren stärker behindert ist. Die Belastung erzeugt zunächst eine Gleitebene. Bei Entlastung wird eine benachbarte Gleitebene aktiviert, weil sich die ursprüngliche Gleitebene bereits verfestigt hat. Es bilden sich sogenannte Gleitbänder. Durch Versetzungsbewegungen entlang dieser Gleitbänder raut die Oberfläche unter Bildung von Intrusionen und Extrusionen, die den Ausgangspunkt für Mikrorisse darstellen, zunehmend auf. Für den Ermüdungsbruch ist somit das Bilden und Wandern von Versetzungen wesentlich.

Zusammenfassend kann der Ermüdungsvorgang in drei Phasen unterteilt werden: Die anrissfreie Phase, die Rissbildungsphase und die Rissfortschrittsphase. Welchen Anteil die einzelnen Phasen an der Gesamtlebensdauer haben, hängt in erster Linie von der Beanspruchungssituation im Querschnitt ab. Bei lokal erhöhter Beanspruchung an Kerben oder Defekten entsteht der Riss sehr früh und die Rissfortschrittsphase hat einen großen Anteil an der Lebensdauer. Umgekehrt entsteht ein Anriss bei homogen beanspruchten Bauteilen erst nach ca. 80 - 90 % der Gesamtlebensdauer [103].

Wann ein Bauteil letztlich versagt, ist Definitionssache. Drei **Versagenskriterien** können unterschieden werden: Anriss, Spannungsverlust  $\Delta\sigma_a$  gegenüber dem stabilisierten Zustand (s. Abschnitt 2.1.1) bzw. prozentualer Steifigkeitsabfall des Bauteils und vollständiger Bruch. Da die Übergänge zwischen den einzelnen Phasen fließend sind, ist der Zeitpunkt des Anrisses schwer auszumachen. Deshalb wird in der Regel ein technisch erfassbarer Anriss definiert (zum Beispiel mit 0,5 - 1 mm Tiefe und 2 mm Oberflächenlänge), der die Rissbildungsphase klar von der Rissfortschrittsphase abgrenzt [97, 129].

#### 2.1.1 Hysteresen und zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve

Die im vorangegangenen Abschnitt beschriebenen Versetzungsbewegungen, also die lokalen zyklischen plastischen Verformungen, äußern sich im Spannungs-Dehnungs-Diagramm durch Ausbilden einer Hysterese, wie in Abbildung 2.1 dargestellt [107].

---

<sup>1</sup>Der kontrovers diskutierte Dauerfestigkeitsbereich, der nicht Bestandteil dieser Arbeit ist, wird hierbei ausgeblendet.

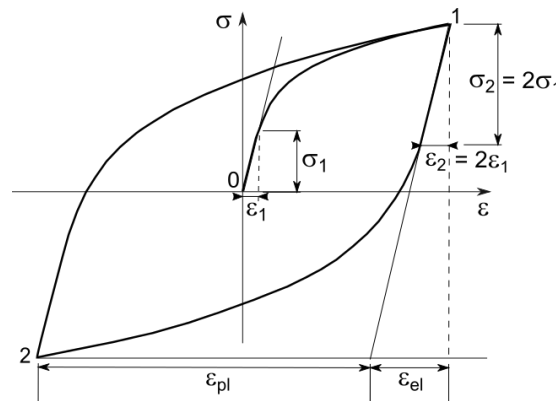


Abbildung 2.1: Hysterese

Nach der ersten Belastung mit plastischer Verformung verläuft die Kurve bei Entlastung zunächst auf der Hooke'schen Geraden, doch noch vor Erreichen der Streckgrenze – oder genauer: nach Entlastung um den doppelten Betrag an Spannung (bzw. Dehnung) bis zum ursprünglichen Fließbeginn ( $\sigma_2 = 2 \cdot \sigma_1$ , siehe Abbildung 2.1) – beginnt der Werkstoff wieder zu fließen. Dieses Verhalten zeigt sich auch bei erneuter Belastung in die Ausgangsrichtung. Dieses Phänomen wird als Bauschinger-Effekt bezeichnet und ist ein Merkmal des sogenannten Erinnerungsvermögens des Werkstoffs. Insgesamt sind drei dieser „**Memory-Effekte**“ zu nennen, die das zyklische Werkstoffverhalten kennzeichnen. Sie sind in Abbildung 2.2 veranschaulicht. Auf das Verdoppelungsgesetz nach Masing [81] wird am Ende dieses Abschnitts nochmals eingegangen.

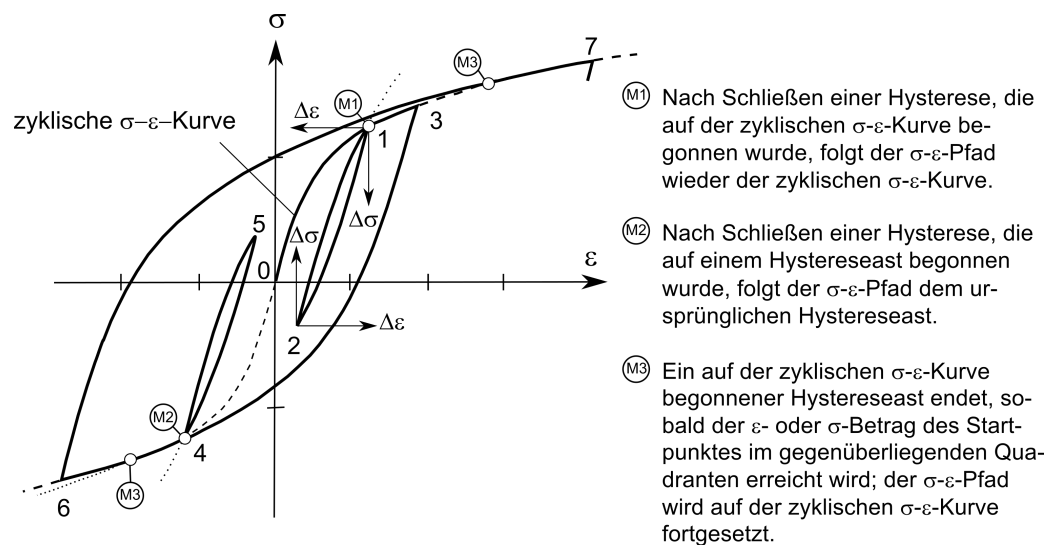
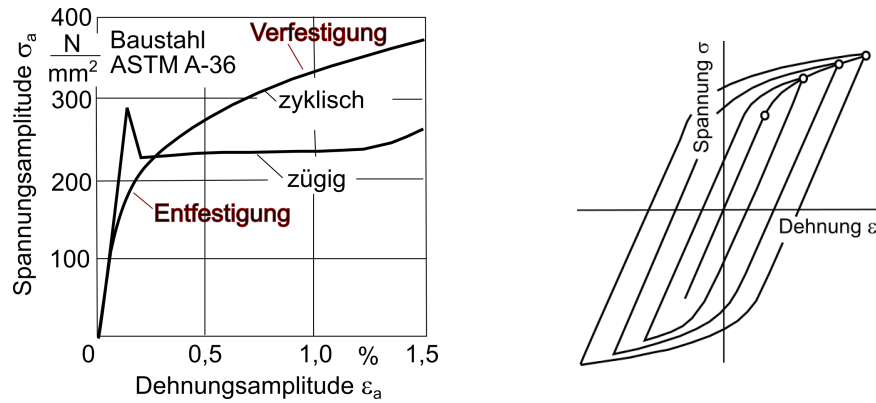


Abbildung 2.2: Memory-Effekte nach [121]

Unter zyklischer Beanspruchung verändern sich zumeist auch die Werkstoffkennwerte. Als Ursache dafür sind kleine mikrostrukturelle Veränderungen auszumachen, die sich über viele Belastungszyklen akkumulieren und sich makroskopisch auf die Festigkeitseigenschaften des Werkstoffs auswirken [16]. Die Rede ist dann von **zyklischer Entfestigung** oder **zyklischer Verfestigung** der Werkstoffs. Weichgeglühte Legierungen neigen zur Verfestigung, kaltverfestigte Legierungen zur Entfestigung. Oftmals werden bei einem Werkstoff auch beide Phänomene beobachtet, wie in Abbildung 2.3 links dargestellt. Es ist dabei unerheblich, ob Spannung oder Dehnung im Versuch geregelt wird.

Die **zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve** entspricht der Verbindungsline der Extremwerte einzelner Hysteresen (Abbildung 2.3 rechts). Im Prinzip existieren so viele verschiedene





**Abbildung 2.3:** Zyklische Ver- und Entfestigung (links), Zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve (rechts) nach [97]

zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurven wie bereits durchlaufene Zyklen. In der Regel setzen Ver- und Entfestigung aber erst nach einigen Zyklen ein und es stellt sich nach einer gewissen Anzahl an Zyklen ein stabilisierter Zustand ein, in dem für einen Großteil der Lebensdauer keine bzw. kaum weitere Ver- bzw. Entfestigung mehr stattfindet. Bei Beanspruchung mit hohen Amplituden stellt sich dieser Zustand sehr schnell ein<sup>2</sup>, bei niedrigen Amplituden dauert es mitunter mehrere zehntausend Zyklen bis ein stabilisierter Zustand eintritt. Zur Vereinheitlichung wird die stabilisierte zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve deshalb meist für Hysteresen bei halber Anrisslebensdauer angegeben, wo von einem stabilisierten Zustand ausgegangen wird. Sollen oder können aber nur wenige Zyklen aufgebracht werden – wie in späteren Teilen der Arbeit gezeigt – ist es sinnvoll, der Berechnung auch teilstabilisierte zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurven zugrunde zu legen.

An dieser Stelle sei erwähnt, dass es sich bei der beschriebenen Stabilisierung um eine mittelspannungsunabhängige Stabilisierung handelt. Bei Vorhandensein einer Mittelspannung – die Hysteresen liegen dann überwiegend im Zugbereich oder Druckbereich – kann es darüber hinaus zur **zyklischen Relaxation** oder zum **zyklischen Kriechen** kommen. Letzteres wird in der Literatur auch als Ratchetting bezeichnet [97].

Mittelspannungseinflüsse werden in dieser Arbeit jedoch – begründet – gänzlich vernachlässigt. Somit wird auf diese transienten Vorgänge nicht näher eingegangen.

Die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve lässt sich mathematisch (in vielen Fällen) gut durch die **Ramberg-Osgood-Gleichung** [99] beschreiben:

$$\epsilon_a = \frac{\sigma_a}{E} + \left( \frac{\sigma_a}{K'} \right)^{1/n'} = \epsilon_{a,el} + \epsilon_{a,pl} \quad (2.1)$$

wobei  $K'$  den zyklischen Verfestigungskoeffizienten und  $n'$  den zyklischen Verfestigungsexponenten bezeichnet. Der erste Term in Gleichung 2.1 beschreibt den elastischen Anteil der Dehnungen, der zweite Term den plastischen Anteil.

Die Werkstoffkennwerte  $K'$  und  $n'$  werden aus zyklischen Versuchen bestimmt. Liegen keine Versuchsdaten vor, lassen sich  $K'$  und  $n'$  auch näherungsweise aus statischen Kennwerten berechnen. In der Literatur sind etliche Methoden zur Abschätzung zyklischer Werkstoffkennwerte verfügbar, hierauf wird in Kapitel 5 eingegangen.

Bei Bestimmung der stabilisierten zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve auf Basis von Ver-

<sup>2</sup>Es sei denn, es kommt vorzeitig zum Versagen oder es findet z.B. eine Phasenumwandlung von Ferrit zu Martensit statt, bei der die Verfestigung bis zum Versagen andauert – wie in Abschnitt 5.1.2 beschrieben.

suchsdaten müsste theoretisch für jeden einzelnen Kurvenpunkt eine stabilisierte Hystereseschleife mit einer neuen Probe ermittelt werden. Da dies sehr aufwendig ist, wird in der Praxis oft der **Incremental-Step-Test** angewendet, mithilfe dessen sich die stabilisierte zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve näherungsweise an einer einzigen Probe bestimmen lässt. Bei diesem Verfahren wird die zyklische Beanspruchung in Blöcken von erst zunehmenden und wieder abnehmenden Dehnungsamplituden aufgebracht. Ein Block umfasst circa 40 Schwingspiele. Nach ungefähr zwei bis drei Blöcken stellt sich ein stabilisiertes Verhalten ein, das dem der tatsächlichen zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve sehr nahe kommt. Dies gilt allerdings nicht immer. Gerade bei dem in dieser Arbeit untersuchten Stahl 1.4550 zeigen sich deutliche Unterschiede in den zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven je nachdem, ob diese im Einstufen-Test (herkömmlich) oder mittels Incremental-Step-Test bestimmt wurden – wie neuere Forschungsergebnisse zeigen. Darauf wird ebenfalls in Kapitel 5 eingegangen.

Neben  $K'$  und  $n'$  stellt insbesondere die **zyklische 0,2%-Dehngrenze**  $R'_{p0,2}$  (auch als zyklische Fließgrenze bekannt) einen weiteren wichtigen Kennwert dar, um zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurven hinsichtlich Festigkeit miteinander vergleichen zu können. Sie lässt sich aus dem plastischen Anteil der Ramberg-Osgood-Gleichung, auch als Potenzgesetz nach Morrow bekannt, berechnen:

$$R'_{p0,2} = \sigma_a(\varepsilon_{a,pl} = 0,2\%) = K' \cdot 0,002^{n'} \quad (2.2)$$

Nicht nur über die Extremwerte – wie in Abbildung 2.3 rechts dargestellt – besteht ein Zusammenhang zwischen zyklischer Spannungs-Dehnung-Kurve und Hysterese. Nach Masing [81] können die Hystereseeäste mathematisch durch Verdoppelung der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve („Werkstoffgesetz“) beschrieben werden (**Masing-Verhalten**):

$$\text{Werkstoffgesetz :} \quad \varepsilon = g(\sigma) \quad (2.3)$$

$$\text{Hystereseeast :} \quad \Delta\varepsilon = 2 \cdot g(\Delta\sigma/2) \quad (2.4)$$

Wird die Ramberg-Osgood-Gleichung 2.1 zur Beschreibung der zyklischen Spannung-Dehnungs-Kurve verwendet und  $\varepsilon_a$  durch  $\Delta\varepsilon/2$  sowie  $\sigma_a$  durch  $\Delta\sigma/2$  ersetzt, so ergibt sich nach Verdoppelung auf beiden Seiten für den Hystereseeast die folgende Funktion:

$$\Delta\varepsilon = \frac{\Delta\sigma}{E} + 2 \cdot \left( \frac{\Delta\sigma}{2K'} \right)^{1/n'} \quad (2.5)$$

## 2.2 Wöhlerlinien

Den Zusammenhang zwischen Beanspruchung und Lebensdauer beschreibt die Wöhlerlinie. Was dabei als Beanspruchung definiert wird, ist unterschiedlich und hängt vom jeweiligen Anwendungsfall und vom verwendeten Konzept (vgl. Kapitel 4) ab. Am häufigsten werden spannungs- oder dehnungsbasierte Konzepte verwendet; die entsprechenden zwei Wöhlerlinien-Typen und ihr jeweiliges Anwendungsgebiet werden in den nächsten beiden Abschnitten kurz beschrieben. Liegen Mittelspannungen vor, werden Dehnungs-Wöhlerlinien im (dehnungsbasierten) „Örtlichen Konzept“ [121] durch Schädigungsparameter-Wöhlerlinien ersetzt, wobei der Schädigungsparameter sich beispielsweise aus einer Kombination von Spannung und Dehnung zusammensetzt, die dann eben als schädigend gesehen wird. Da Mittelspannungen in dieser Arbeit vernachlässigt werden können, wird auf Schädigungsparameter-Wöhlerlinien nicht näher eingegangen.

### 2.2.1 Spannungs-Wöhlerlinie

Die ersten systematischen Untersuchungen des Zusammenhangs zwischen Beanspruchung und ertragbarer Zyklenzahl wurden von August Wöhler durchgeführt, deren Ergebnisse er im Jahre

1870 veröffentlichte [88]. Auf ihn gehen die heute verwendeten Spannungs-Wöhlerlinien zurück. Die Daten beruhen auf Einstufen-Schwingversuchen. In der Regel wird der Bruch als Versagenskriterium verwendet.

Die Wöhlerlinie lässt sich in verschiedene Bereiche unterteilen (s. Abbildung 2.4):

- Kurzzeitfestigkeit (niederzyklischer Bereich, low-cycle-fatigue / LCF): bis ca.  $10^4$  Zyklen
- Zeitfestigkeit: ca. zwischen  $10^4$  und  $5 \cdot 10^6$  Zyklen
- (Langzeitfestigkeit (hochzyklischer Bereich, high-cycle-fatigue / HCF): zwischen  $10^5$  und  $10^7$  Zyklen)
- Dauerfestigkeit (hochzyklischer Bereich): ab ca.  $5 \cdot 10^6$  Zyklen

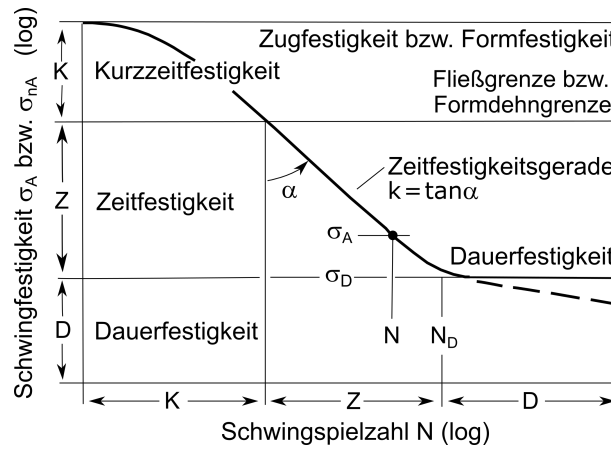


Abbildung 2.4: Spannungs-Wöhlerlinie nach [97]

Die Unterteilung ist eng mit dem Werkstoffverhalten verknüpft: Während es im Kurzzeitfestigkeitsbereich zu großen plastischen Verformungen mit Spannungsumlagerung (Makrostützwirkung) kommt, überwiegen im Langzeitfestigkeitsbereich die elastischen Dehnungen. Der elastisch-plastische Zeitfestigkeitsbereich dazwischen wird durch die Basquin-Gleichung [3] näherungsweise beschrieben:

$$\sigma_{a,1} = \sigma_{a,2} \cdot \left( \frac{N_2}{N_1} \right)^{1/k} \quad (2.6)$$

wobei  $k$  die Neigung der Geraden angibt.

Wie aus Abbildung 2.4 leicht zu erkennen ist, ist eine Anwendung der Spannungs-Wöhlerlinie im Kurzzeitfestigkeitsbereich nicht mehr sinnvoll: Auch bei geringfügiger Änderung der Spannungsamplitude ist eine deutliche Änderung der Lebensdauer zu verzeichnen. In Dehnungsamplituden sind die Unterschiede in der Beanspruchung jedoch deutlich zu erkennen. Aus diesem Grund werden für den Lebensdauernachweis im Kurzzeitfestigkeitsbereich Dehnungs-Wöhlerlinien zugrunde gelegt.

### 2.2.2 Dehnungs-Wöhlerlinie

Nach Coffin [20], Manson [78] und Morrow [85] lässt sich der Zusammenhang zwischen Dehnungsamplitude und Zyklenzahl durch folgende Gleichung beschreiben:

$$\varepsilon_a = \varepsilon_{a,el} + \varepsilon_{a,pl} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N)^b + \varepsilon'_f (2N)^c \quad (2.7)$$

Der Schwingfestigkeitskoeffizient  $\sigma'_f$ , der zyklische Duktilitätskoeffizient  $\varepsilon'_f$ , der Schwingfestigkeitsexponent  $b$  und der zyklische Duktilitätsexponent  $c$  sind zyklische Werkstoffkennwerte zur

Beschreibung des Schädigungsverhaltens. Sie entstammen Versuchen bei konstantem Dehnungsverhältnis  $R_\epsilon$  und konstanter Dehnungsamplitude. Als Versagenskriterium wird in der Regel der technische Anriss definiert, seltener auch ein Steifigkeitsabfall.

Der elastische Anteil entspricht der Basquin-Gleichung (2.6). Während die Basquin-Gleichung den Langzeitfestigkeitsbereich gut beschreibt, wird der plastische Anteil im Kurzzeitfestigkeitsbereich lebensdauerbestimmend, wie Abbildung 2.5 veranschaulicht.

Die Dehnungs-Wöhlerlinie ist im Gegensatz zur Spannungs-Wöhlerlinie im Kurzzeit- und im Langzeitfestigkeitsbereich anwendbar [73].

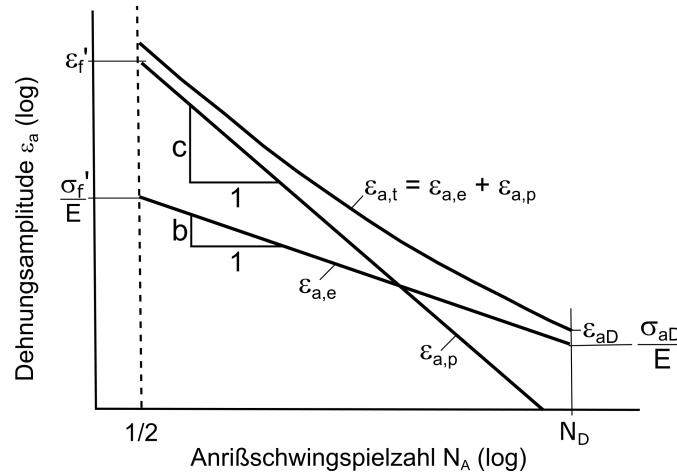


Abbildung 2.5: Dehnungs-Wöhlerlinie nach [97]

Die Dehnungs-Wöhlerlinie steht mit der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve in gewissem Zusammenhang. Wegen der Aufteilung der Dehnungs-Wöhlerlinie in einen elastischen und einen plastischen Anteil lässt sich die Ramberg-Osgood-Gleichung 2.1 in die Manson-Coffin-Gleichung 2.7 einsetzen; durch einen Koeffizientenvergleich werden folgende Verträglichkeitsbedingungen ersichtlich:

$$n' = b/c \quad (2.8)$$

$$K' = \frac{\sigma_f'}{(\epsilon_f')^{n'}} \quad (2.9)$$

Bei separater Bestimmung der Dehnungs-Wöhlerlinie und der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve werden die Verträglichkeitsbedingungen jedoch häufig nicht erfüllt, was Döring [36] auf Streuungen der Lebensdauerversuche, Abweichungen der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve vom Ramberg-Osgood-Ansatz und transientes Werkstoffverhalten zurückführt.

## 2.3 Metallurgie des Schweißens austenitischer Chrom-Nickel-Stähle

Die mechanischen Eigenschaften des Schweißgutes sind laut Schulze [119] abhängig von der chemischen Zusammensetzung des Grundwerkstoffs und der Zusatzwerkstoffe, dem Nahtaufbau (z.B. der Mehrlagentechnik), von Art und Ablauf der Primärkristallisation (dendritisches oder zelluläres Gefüge), von der Nahtform und ihrem Einfluss auf die Heißrissneigung sowie von der Art und Vollständigkeit der metallurgischen Vorgänge und ihrem Einfluss auf die Poren- und Schlackenbildung im Schweißgut.

Das Gefüge und die Größe der Wärmeeinflusszone werden von der Höhe der beim Schweißen eingebrachten Energie bzw. Wärme beeinflusst. Die Auswirkung auf die mechanischen Eigenschaften der Wärmeeinflusszone von Mehrlagenschweißungen ist deutlich komplexer.

Einige metallurgische Grundlagen des Schweißens austenitischer Chrom-Nickel-Stähle, zu denen auch der später untersuchte Werkstoff gehört, sollen im Folgenden angesprochen werden.

Chrom, welches eigentlich ein ferritbildendes Element ist, unterstützt die austenitisierende Wirkung des Nickels, sodass ab ca. 18 % Chrom und 8 % Nickel das Austenitgebiet so weit vergrößert wird, dass der Austenit auch bei Raumtemperatur stabil bleibt. Austenitische Stähle sind nicht magnetisch und im Gegensatz zu ferritischen Stählen in der Regel umwandlungsfrei, d.h. sie können nicht mehr gehärtet werden [26]. Auch bei schnellem Abkühlen nach dem Schweißen würde – anders als bei ferritischen Stählen der Fall – keine Umwandlung in Martensit oder andere Phasen des Eisens erfolgen. Die austenitischen Chrom-Nickel-Stähle weisen deshalb eine gute Schweißbeignung auf; sie lassen sich mit allen üblichen Verfahren schweißen. Eine Voraussetzung ist aber, dass Zusatzwerkstoffe verwendet werden, die 5 - 10 % primären  $\delta$ -Ferrit im Schweißgut ergeben. [119]

Die Wärmeleitfähigkeit austenitischer Cr-Ni-Stähle ist etwa um den Faktor 3 geringer und der Wärmeausdehnungskoeffizient etwa 50 - 60 % größer als bei unlegierten Stählen. Die Abkühlung von Schweißgut und Wärmeeinflusszone erfolgt daher merklich langsamer und Verzug des Bauteils sowie Rissneigung sind erheblich, wenn nicht bestimmte Vorkehrungen getroffen werden. Dazu gehört, dass die Wärmeeinbringung begrenzt wird. Dies wird erzielt durch einen entsprechenden Lagenaufbau, die Verwendung dünner Elektroden sowie den Verzicht auf Wärmever- und -nachbehandlung<sup>3</sup>. Der geringe Wärmeeintrag sowie die geringe Wärmeleitfähigkeit haben zur Folge, dass die Breite der Wärmeeinflusszone extrem gering ist und deren Korngröße verhältnismäßig klein. [119, 26]

Die aufgeschmolzenen Körner des Grundwerkstoffs bilden heterogene Keime, auf denen der Zusatzwerkstoff epitaktisch – d.h. mit gleicher Kornorientierung wie der Keim – wachsen kann. Die Erstarrung des Schweißguts erfolgt hier dendritisch (d.h. baum- oder strauchartig) in Richtung des Schmelzeninneren<sup>4</sup>. Im Vergleich zu Zellstrukturen unterscheidet sich die Konzentration der Elemente bzw. Verunreinigungen innerhalb der Dendriten deutlich (Primärseigerung). [119]

Bei dickwandigen Schweißverbindungen sind die Zähigkeitswerte im Wurzelbereich meist geringer als im Bereich der Decklage. Als Ursache kann zum einen der mit der größeren Aufmischung im Wurzelbereich verbundene größere Gehalt an Verunreinigungen genannt werden. Viel wichtiger ist laut Schulze [119] aber die in der Wurzel durch plastische Verformung und Erwärmen auf 200°C bis 300°C auftretende Verformungsalterung (Reckalterung)<sup>5</sup>. Darauf folgende Lagen sind durch den „Vorwärmeeffekt“ bereits geschweißter Lagen weniger davon betroffen.

<sup>3</sup>Die in dieser Arbeit untersuchten Nähte wurden im Engspaltverfahren geschweißt, welches ein geringes Nahtvolumen und damit die Reduzierung des Wärmeeintrags bewirkt; durch die Schweißung in Mehrlagentechnik wurde außerdem das Nahtvolumen unterteilt und dadurch der aktuelle Wärmeeintrag zusätzlich reduziert.

<sup>4</sup>Das epitaktische Wachstum der Dendriten ist auch im Schliffbild 3.32 in Abschnitt 3.6.2.1 zu erkennen.

<sup>5</sup>Bei den untersuchten Nähten könnte dies eine Ursache für erhöhte Härtewerte im Wurzelbereich sein (siehe Abbildung 3.40).



## 3 Experimenteller Teil

Gegenstand der in diesem Kapitel beschriebenen Untersuchungen sind Proben aus Rohren mit stumpfgeschweißter Umfangsnaht, die sonst in Kraftwerken zum Einsatz kommen. Kennzeichnend für diese Rohre sind insbesondere der austenitische Werkstoff 1.4550 sowie das zur Schweißung angewendete Engspaltverfahren.

Im Betrieb sind diese Rohre thermischen und mechanischen Belastungen ausgesetzt. Bei An- und Abfahrvorgängen treten besonders hohe thermisch transiente Belastungen auf, die elastisch-plastische Beanspruchungen in Rohrlängsrichtung, d.h. quer zur Naht, verursachen und wiederholt zur Ermüdung im Kurzzeitfestigkeitsbereich führen können. Diese Beanspruchungen werden im Folgenden vereinfachend mechanisch abgebildet (einachsig, bei Raumtemperatur), wohlweisend, dass die Temperatur eine Reihe von Auswirkungen auf das Verhalten des Werkstoffs mit sich bringt, die durch die rein mechanische Belastung nicht abgebildet werden können (veränderte Werkstoffkennwerte, thermischer Gradient, Hysteresenform etc.). Anders ausgedrückt, wird hier das Verhalten der Stumpfnähte unter elastisch-plastischen Dehnungsamplituden quer zur Naht untersucht, welche im realen Einsatz vornehmlich durch Temperaturbelastung hervorgerufen werden.

Anhand von zwei Probenserien, die sich hinsichtlich der Nahtgeometrie unterscheiden – unbearbeitet („wie geschweißt“) und bearbeitet (beschliffen) – wurden neben Zugversuchen zunächst Schwingversuche zur Bestimmung der Lebensdauer durchgeführt (Schwingversuche Teil I, Abschnitt 3.4).

Um in der späteren numerischen Simulation eine getrennte Berücksichtigung von Geometrie- und Werkstoffeinfluss zu ermöglichen, wurden die Geometrien der Proben vor dem Versuch gescannt und genau vermessen. Für eine erste Charakterisierung der Werkstoffinhomogenität wurden Härtemessungen an Schliffen des Nahtbereichs durchgeführt. Darüber hinaus gehörten metallographische Untersuchungen sowie Rauigkeitsmessungen zum experimentellen Programm. Allerdings stand außer der Härteverteilung als grober Indikator für Festigkeitsunterschiede und dem Anrissort kein weiteres Mittel zur Validierung der Berechnungsergebnisse zur Verfügung.

In wenigen weiteren Versuchen (Schwingversuche Teil II, Abschnitt 3.9) wurden deshalb optische Dehnungsmessungen mithilfe eines neu angeschafften 3D-Bildkorrelations-Systems durchgeführt. Die Versuche wurden wieder an Proben mit unbearbeiteter sowie mit bearbeiteter Naht durchgeführt, wobei das zugrunde liegende Rohr zwar ebenfalls aus Werkstoff 1.4550 besteht, aber aus anderer Schmelze stammt. Um eventuelle Unterschiede hinsichtlich weiterer Merkmale zu erfassen, wurden Scans der Geometrie, Härtemessungen sowie weitere Untersuchungen an Schliff und Oberfläche auch an den neuen Proben vollzogen. Parallel dazu wurden weitere Versuche und Messungen am *Institut für Werkstoffkunde (IfW)* der Technischen Universität Darmstadt durchgeführt. Auf diese wird ebenso in diesem Kapitel – unter Angabe der Quelle – zurückgegriffen.

### 3.1 Grundcharakterisierung der Proben

Die Proben wurden aus bereits geschweißten Rohrabschnitten entnommen. Auch die Nachbearbeitung erfolgte bereits am Rohr (Abbildung 3.1). Die Proben für die Schwingversuche Teil I entstammen demselben Rohr (im Folgenden als „Rohr 1“ bezeichnet), das vor der Schweißung zunächst in vier Abschnitte geteilt worden war. Der Grundwerkstoff dieser Proben ist somit der gleiche. Das den Proben für die Schwingversuche Teil II zugrunde liegende Rohr („Rohr 2“) entstammt einer anderen Schmelze. Aber auch hier handelt es sich beidseitig der Schweißung

um dasselbe Rohr, d.h. um den gleichen Grundwerkstoff.



**Abbildung 3.1:** Rohrabschnitte mit stumpfgeschweißter Umfangsnaht: unbearbeitet/ „wie geschweißt“ und bearbeitet/ beschliffen (aus Rohr 2, exemplarisch); Quelle: IfW Darmstadt

Die Rohre wurden von der AREVA GmbH zur Verfügung gestellt. Die Nahtvorbereitung wurde durch die Mechanik Center Erlangen GmbH vorgenommen. Das Schweißen sowie die Nachbearbeitung wurden ebenfalls von AREVA durchgeführt.

Die Schweißnaht wurde im Orbitalschweißverfahren – unter Beachtung der DIN EN ISO 6947 [33] – hergestellt. Dieses Schweißverfahren kommt standardmäßig im Rohrleitungsbau zur Anwendung, um unter kontrollierbaren Bedingungen gleichbleibend hohe Nahtqualitäten erzielen zu können. Aus diesem Grund erfolgte auch die Nahtvorbereitung vollmaschinell. Aufgrund der Dicke der Rohrwand von  $t = 10\text{ mm}$  musste ein Schweißzusatzwerkstoff verwendet werden. Geschweißt wurde mehrlagig im WIG-Engspaltverfahren (Wolfram-Inert-Gas-Verfahren). Das Engspaltverfahren wird häufig im Kraftwerksbau eingesetzt. Durch den engen Spalt wird wenig Zusatzwerkstoff benötigt und damit ein geringer Wärmeeintrag erreicht mit der Folge einer sehr schmalen Wärmeeinflusszone (Grobkornzone) und geringem Verzug.

Das Beschleifen der Rohraußenseite wurde von Hand mit Winkelschleifer und Fächerscheibe durchgeführt, sodass keine Flächenpressung entstehen kann. Die Rohrinnen- und Innenseite wurde mit Ultraschalltechnik bearbeitet.

Die Entnahme der Proben für die Schwingversuche Teil I erfolgte im Mechanik Center Erlangen. Hier wurden die Proben CNC-gefräst und anschließend spanend bearbeitet. Die Proben für die Schwingversuche Teil II wurden am Fachgebiet Werkstoffmechanik auf vergleichbare Weise gefertigt. An allen Proben wurden die Kanten anschließend entgratet, um einen Anriss an Graten, die beim Fräsen entstanden sind, auszuschließen.

### 3.1.1 Rohr und Grundwerkstoff

Für die Rohre werden folgende Maße angegeben:

- Außendurchmesser:  $d = 323,9\text{ mm}$
- Dicke:  $t = 10,0\text{ mm}$
- Höhe: verschieden (die Probenlänge wird in Abschnitt 3.7 angegeben)

Beim Werkstoff handelt es sich um einen rost- und säurebeständigen austenitischen Stahl mit den in Tabelle 3.1 aufgeführten Bezeichnungen.



**Tabelle 3.1:** Bezeichnungen des Grundwerkstoffes

Werkstoffnummer	Kurzname nach DIN EN 10088-3	Bezeichnung nach AISI (USA)
1.4550	X6CrNiNb18-10	347

Die Rohre wurden warmgepilgert, lösungsgeglüht (1 h bei 1060°C) und anschließend in Wasser abgeschreckt. Die im Abnahmeprüfzeugnis angegebenen statischen Werkstoffkennwerte bei Raumtemperatur sind in Tabelle 3.2 zusammengefasst.

**Tabelle 3.2:** Statische Festigkeitskennwerte des Grundwerkstoffes bei 20°C

	Ø Werkstoffprobe $d$ in mm	Dehngrenze $R_{p0,2}$ in N/mm <sup>2</sup>	Zugfestigkeit $R_m$ in N/mm <sup>2</sup>	Bruchdehnung $A$ in %
Rohr 1	8,0	232	595	48
Rohr 2	10,0	287	610	50

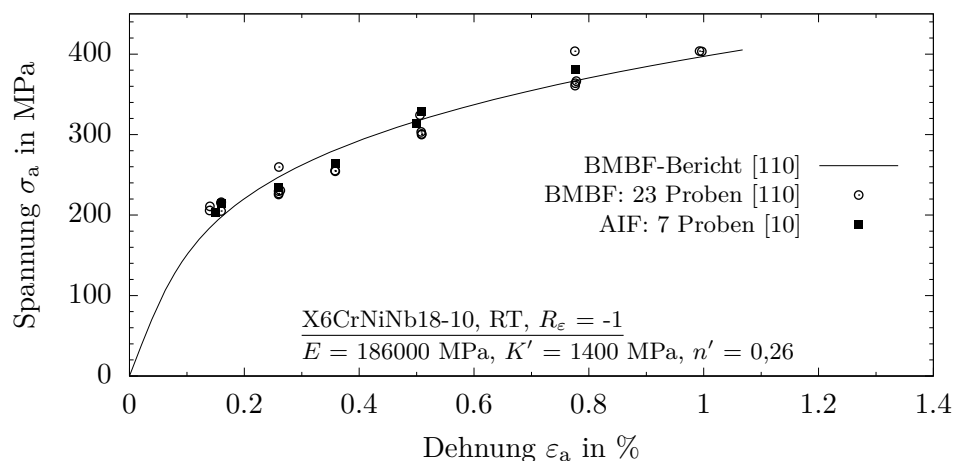
Rohr 1: Schwingversuche Teil I, Rohr 2: Schwingversuche Teil II

Für den Werkstoff werden in den Abnahmeprüfzeugnissen folgende chemische Zusammensetzungen angegeben:

**Tabelle 3.3:** Chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffes (Massen-%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Nb
Rohr 1	0,034	0,35	1,50	0,023	0,003	17,65	10,57	0,39
Rohr 2	0,030	0,54	1,61	0,022	0,004	17,27	10,20	0,37

Am *IfW* wurden zyklische Versuche mit Werkstoffproben aus dem Stahl 1.4550 anhand mehrerer Chargen durchgeführt – mit dem Werkstoff aus Rohr 2 sowie mit zwei weiteren Chargen, deren chemische Zusammensetzungen in Tabelle 3.4 notiert sind.



**Abbildung 3.2:** Zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve für den Werkstoff 1.4550 aus dem BMBF-Bericht [110] mit den 23 zugrunde liegenden Versuchsdaten (Chargen aRF und aRH) sowie den 7 neuen Versuchsdaten (Rohr 2) aus dem AiF-Vorhaben [10] – Versuchsdaten und Werkstoffkennwerte ermittelt am *IfW*

Zur Bestimmung der zyklischen Werkstoffkennwerte standen 7 Werkstoffproben aus Rohr 2 zur Verfügung; aus den Chargen aRF und aRH wurden insgesamt 23 Werkstoffproben getestet. In Abbildung 3.2 ist die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve dargestellt, die im Rahmen eines

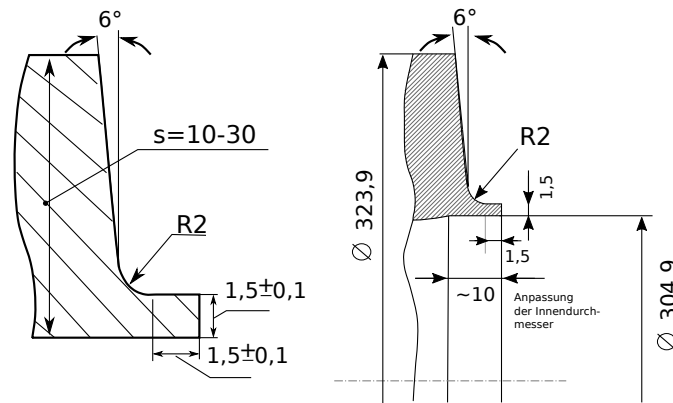
BMBF-Vorhabens [110] auf Basis dieser 23 Proben erstellt wurde. Die Versuchsergebnisse der weiteren 7 Proben sind ergänzend in diesem Diagramm eingetragen; sie fallen in das Streuband der BMBF-Proben.

**Tabelle 3.4:** Chemische Zusammensetzung des Werkstoffes 1.4550 aus zwei weiteren Chargen – verwendet im BMBF-Vorhaben [110]

	C	Si	Mn	P	S	Co	Cr	Mo	Ni	Nb	Ti
aRF	<0,01	0,3	1,6	0,014	<0,01	0,02	18,5	<0,01	11,1	0,39	<0,01
aRH	0,02	0,3	2,0	0,019	<0,01	0,03	18,1	0,072	9,9	0,46	<0,01

### 3.1.2 Schweißnaht und Schweißgut

Die Rohrabschnitte wurden zur Vorbereitung der Naht angeschrägt (Abbildung 3.3, links). Die Geometrie des dargestellten Spaltes war bei allen Rohrabschnitten gleich. Außerdem wurde in allen Rohrabschnitten an der zu schweißenden Stelle eine Anpassung des Innendurchmessers – wie in Abbildung 3.3, rechts dargestellt – vorgenommen. Während diese an den Nähten des ersten Rohres kaum ersichtlich sind, weisen die Schweißnähte aus Rohr 2 deutliche Furchen auf (siehe Abbildung 3.4, links unten).



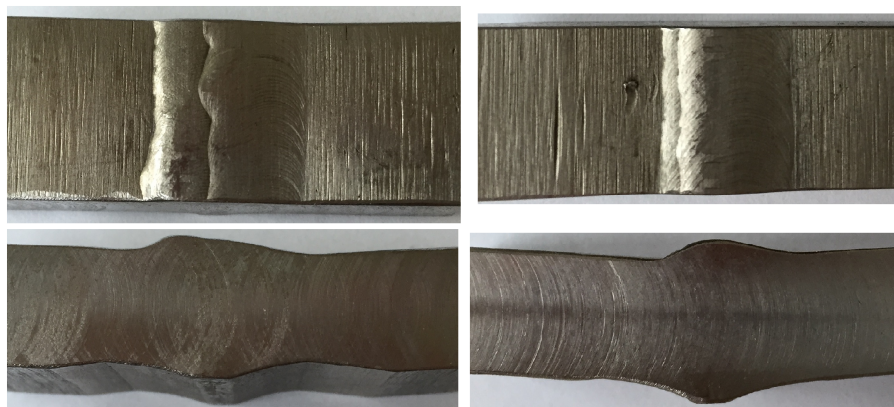
**Abbildung 3.3:** Nahtvorbereitung, Maße in mm; Quelle: AREVA NP GmbH

Zunächst wurden die Rohre geheftet. Nach dem Heften betrug der Kantenversatz weniger als 0,2 mm; der Spaltumlauf betrug 0 mm.

Die im Nachhinein nachbearbeitete Naht aus Rohr 1 und die unbearbeitete Naht aus Rohr 2 wurden in 9 Lagen geschweißt, die unbearbeitete Naht aus Rohr 1 und die nachbearbeitete Naht aus Rohr 2 in 10 Lagen (Abbildung 3.5). Die 10. Lage war laut Schweißplan nicht vorgesehen, aber – bedingt durch Fertigungstoleranzen – zum Abschluss der Naht notwendig geworden. Eine

**Tabelle 3.5:** Übersicht über die untersuchten Schweißnaht-Proben-Konstellationen und deren Bezeichnungen

Probenserie	V1	V2	V3	V4	V5
Grundwerkstoff	Rohr 1		Rohr 2		
Nahtbezeichnung (lt. Schweißprotokoll)	N1	N2	N4	N7	N6
Anzahl Lagen	10	9	10	9	9
Nahtbeschaffenheit	unbearbeitet	nachb.	nachb.	unbearbeitet	unbearbeitet
Vorrangige Untersuchung	Lebensdauer		Dehnungsverhalten (opt. Dehnungsm.)		nur Härtemessungen



**Abbildung 3.4:** Nahtbereiche aus zwei verschiedenen Rohren (links und rechts) mit unterschiedlichen Nahtbreiten, Nahthöhen und Winkelverzügen

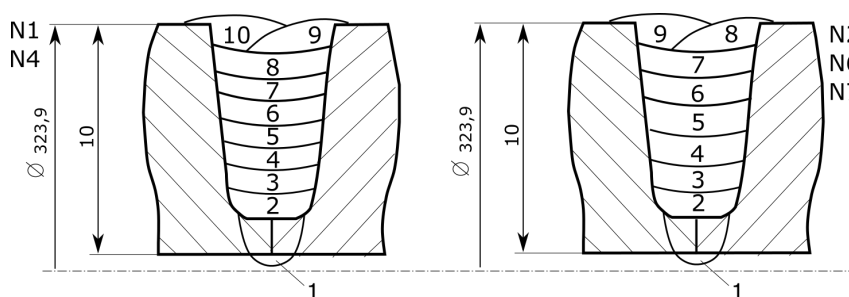
Übersicht über die verschiedenen Konstellationen der untersuchten Proben ist in Tabelle 3.5 dargestellt.

Bei Rohr 1 wurde in der Wurzellage (Lage 1) noch kein Zusatzwerkstoff verwendet; bei Rohr 2 wurde Zusatzwerkstoff an der Wurzel verwendet und mit einer Drahtgeschwindigkeit von 70 cm/min eingebracht. Die Schweißgeschwindigkeit war an der Wurzel mit 40 mm/min am niedrigsten; bei allen weiteren Lagen betrug die Schweißgeschwindigkeit 90 mm/min. Mit Ausnahme der Nähte N6 und N7 wurde die Wurzellage mit Konstantstrom geschweißt. Für die Wurzel der Nähte N6 und N7 sowie in allen weiteren Lagen (aller Nähte) wurde mit Impulsstrom gearbeitet, der eine geringere Wärmezufuhr bewirkt.

Dann folgten zwei Stützlagen (Lage 2 und 3), drei Fülllagen (Lage 4-6) und drei bzw. vier Decklagen (Lagen 7-9/10). Die Schweißung der Fülllagen unterscheidet sich von der der Stütz- und Decklagen in erster Linie durch die höhere Drahtgeschwindigkeit und die größere Stromstärke. In den Stützlagen sowie in den Decklagen wurde der Zusatzwerkstoff mit einer Geschwindigkeit von 80 cm/min zugeführt, in den Fülllagen betrug die Drahtgeschwindigkeit 105 cm/min (bei gleicher Schweißgeschwindigkeit wie in den anderen Lagen). Somit ist das Volumen dieser Lagen am größten. Der verwendete Schweißdraht hatte einen Durchmesser von  $d_{SG}=0,8$  mm.

Die Schweißprotokolle können im Anhang (Abbildungen A.1 bis A.4) eingesehen werden.

Die Schweißgeschwindigkeit und die Stromstärke bzw. die Wärmezufuhr haben Auswirkungen auf das Gefüge und die Härte des Werkstoffs, was in Schliffbildern und Härteverteilungen zu erkennen ist (s. Abschnitte 3.7 und 3.6).



**Abbildung 3.5:** Aufbau der Schweißungen – 2 Varianten, Maße in mm; Quelle: AREVA NP GmbH

Beim Zusatzwerkstoff handelt es sich um den Böhler SAS 2-IG – einen dem Grundwerkstoff artgleichen Werkstoff. Die genauen Werkstoffbezeichnungen sind in Tabelle 3.6 aufgeführt.

Der Hersteller gibt in seinem Datenblatt die in Tabelle 3.7 zusammengetragenen mechanischen Gütewerte für das (reine) Schweißgut an. Demnach hat das Schweißgut eine erheblich höhere

**Tabelle 3.6:** Bezeichnungen des Zusatzwerkstoffes

Marke	Kurzname nach DIN EN 14343-A	Kurzname nach DIN EN 14343-B	Bezeichnung nach AWS/ASME II C SFA5.9 (USA)
Böhler SAS 2-IG R	W 19 9 Nb	SS347	ER347

(statische) Dehngrenze als der Grundwerkstoff.

**Tabelle 3.7:** Statische Festigkeitskennwerte des Schweißgutes aus dem allg. Datenblatt des Herstellers (mit Angabe der normativen Mindestwerte)

Dehngrenze $R_{p0,2}$ in N/mm <sup>2</sup>	Zugfestigkeit $R_m$ in N/mm <sup>2</sup>	Bruchdehnung $A$ in %
490 ( $\geq 350$ )	660 ( $\geq 550$ )	35 ( $\geq 25$ )

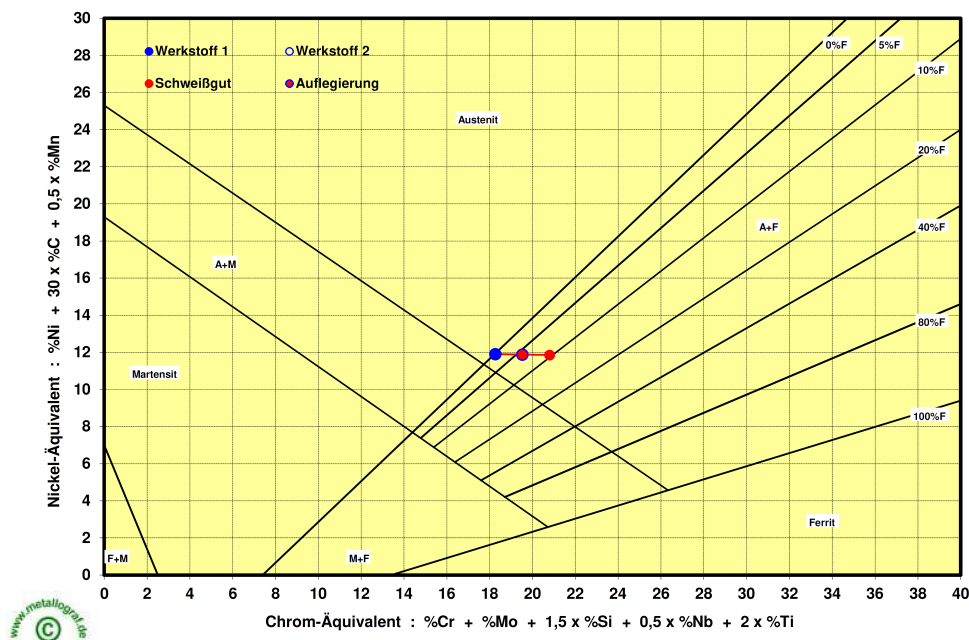
Die chemische Zusammensetzung wird im Abnahmeprüfzeugnis, wie in Tabelle 3.8 aufgeführt, angegeben. Es wurde in allen Schweißungen die gleiche Charge des Schweißdrahtes verwendet.

**Tabelle 3.8:** Chemische Zusammensetzung des Schweißgutes (Massen-%)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Nb	Ta	N	Co
0,011	0,42	1,67	0,009	0,010	19,87	0,04	10,69	0,51	0,003	0,05	0,015

### 3.1.3 Gefüge aus Grundwerkstoff und Schweißgut

Das Gefüge von Grundwerkstoff und Schweißgut sowie das Mischgefüge aus beiden Werkstoffen lässt sich mithilfe des Schaeffler-Diagramms näherungsweise bestimmen (Abbildung 3.6). Darin wird berücksichtigt, dass Nickel ein Austenitbildner und Chrom ein Ferritbildner ist.

**Abbildung 3.6:** Schaefflerdiagramm und Einordnung der vorliegenden Gefüge

Auf Basis der chemischen Zusammensetzung werden für Chrom- und Nickel-Äquivalent die in Tabelle 3.9 angegebenen Werte bestimmt.

**Tabelle 3.9:** Chrom- und Nickel-Äquivalente von Grundwerkstoff und Schweißgut nach Schaeffler

	Chrom-Äquivalent (in Massen-%) $\%Cr + \%Mo + 1,5 \cdot \%Si + 0,5 \cdot \%Nb + 2 \cdot \%Ti$	Nickel-Äquivalent (in Massen-%) $\%Ni + 30 \cdot \%C + 0,5 \cdot \%Mn$
GW, Rohr 1	18,37	12,34
GW, Rohr 2	18,18	11,905
Schweißgut	20,84	11,855

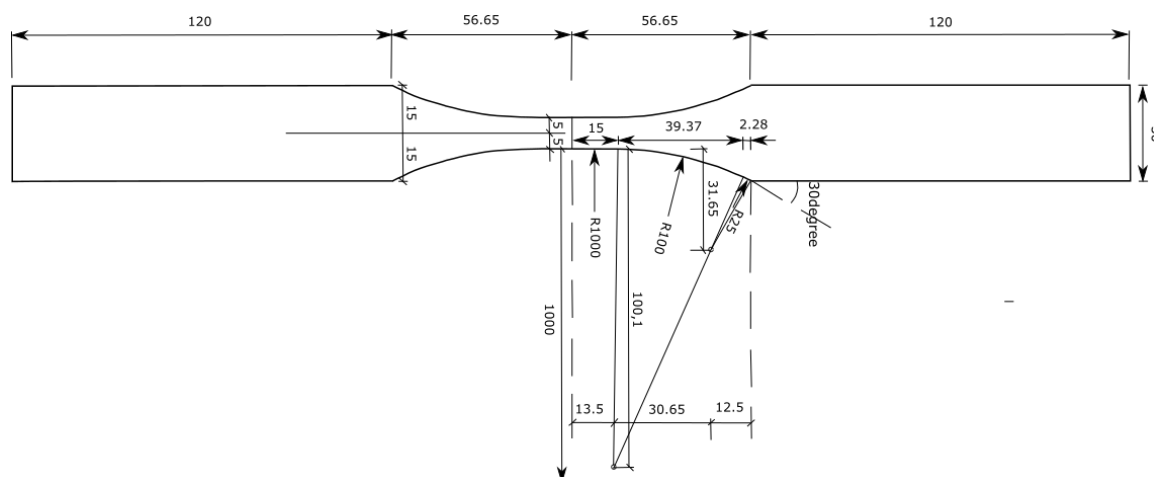
GW: Grundwerkstoff

Auch wenn es sich bei Grundwerkstoff und Schweißgut um artgleiche Werkstoffe handelt – wie schon an der amerikanischen Bezeichnung zu erkennen ist – weist das Schweißgut gegenüber dem rein austenitischen Grundwerkstoff einen deutlichen Ferritanteil von ca. 10% auf. Dieser ist ebenso eindeutig in den Schliffbildern zu erkennen. Der Ferritanteil macht sich zudem durch seine magnetische Eigenschaft bemerkbar. Im Abnahmeprüfzeugnis wird der Delta-Ferritgehalt des Schweißguts mit ca. 8,5% angegeben. Dieser Wert wurde nach De Long<sup>1</sup> bestimmt, einer Alternative zum Schaeffler-Diagramm. Eine weitere Alternative zur Bestimmung des Ferritanteils stellt das WRC-1992-Diagramm nach Kotecki und Siewert [55] dar. Hierauf soll aber nicht weiter eingegangen werden.

Das Mischgefüge am Übergang von Schweißgut zu Grundwerkstoff besteht zu je 50% aus beiden Werkstoffen. Dies hat eine chemische Analyse der Auflegierung am *IfW* ergeben. Der Ferritanteil beträgt demzufolge ca. 5%.

### 3.1.4 Technische Zeichnung und reale Probengeometrie

Die Proben der selbst durchgeführten Versuche der Serien V1, V2, V3 und V4 sind entsprechend der in Abbildung 3.7 dargestellten Zeichnung (Draufsicht) gefertigt worden.

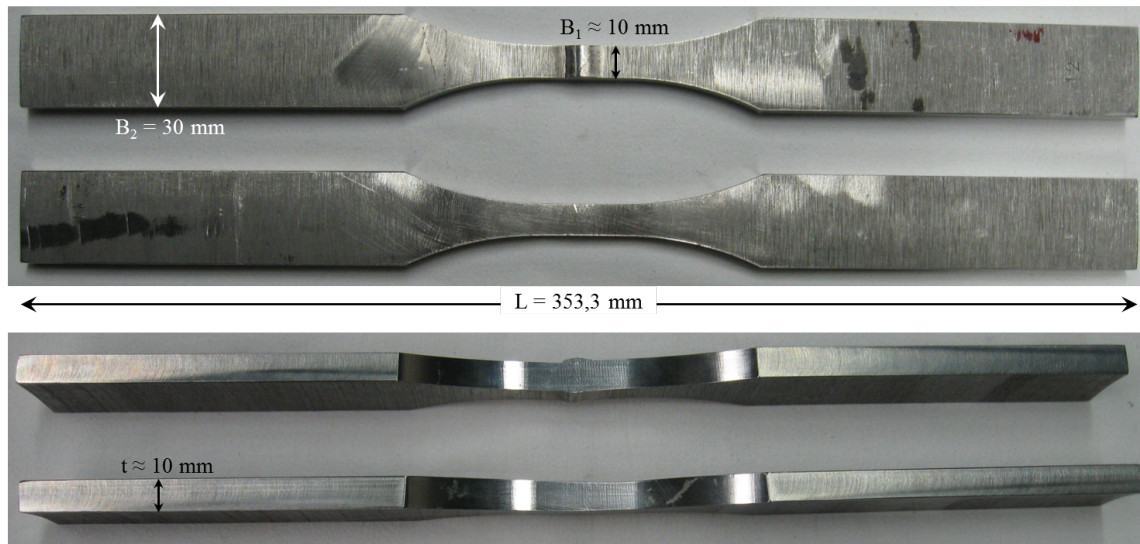


**Abbildung 3.7:** Technische Zeichnung der Proben, Maße in mm; Quelle: AREVA NP GmbH

Hinsichtlich Seitenansicht weicht die reale Probengeometrie jedoch deutlich von der idealen (Rohr-)Geometrie ab (siehe Abbildung 3.8, unten).

Dies betrifft zum einen den Bereich der Nahtüberhöhung und auch die globale Geometrie, die einen deutlichen Verzug aufweist.

<sup>1</sup>Hier wird der Stickstoff-Anteil im Nickel-Äquivalent berücksichtigt, was zu genaueren Ergebnissen führt; der Stickstoffanteil wurde im Prüfzeugnis allerdings nicht explizit angegeben.



**Abbildung 3.8:** Fotos der Proben aus dem Rohr 1 mit unbearbeiteter und mit nachbearbeiteter Naht (exemplarisch)

## 3.2 Scannen der Proben

Um den Einfluss der Probengeometrie (global und lokal) von dem Einfluss der Werkstoffinhomogenität klar trennen zu können, muss die Geometrie der Probe im Finite-Elemente-Modell sehr präzise abgebildet werden.

Aus diesem Grund wurde jede Probe vor dem Versuch durch Scans erfasst:

- Scan der gesamten Probe zur Erfassung der **globalen Geometrie**, mit **geringer Auflösung**
- Scan des Schweißnahtbereichs zur präzisen Erfassung der **Nahtgeometrie**, mit **hoher Auflösung**

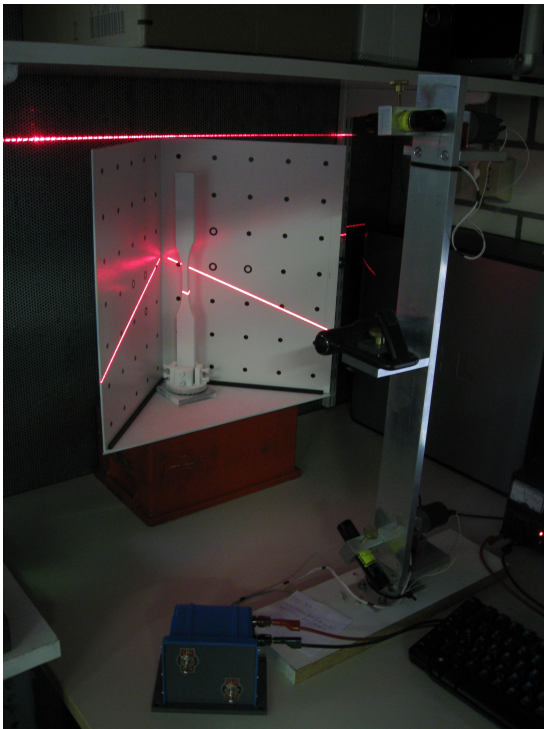
### 3.2.1 Scannen der globalen Geometrie

Die Gesamtgeometrie der Probe wurde mit dem DAVID® 3D Laserscanner aufgenommen (Abbildung 3.9). Die hier verwendete Methode des Laserscannings basiert auf einem Algorithmus, der die Laserlinien in den durch eine Kamera aufgenommenen Bildern auswertet. Dabei wird eine bekannte Hintergrundgeometrie benötigt. Diese wird durch fixe – dem Algorithmus bekannte – Kalibriermarkierungen auf in einem Winkel von  $90^\circ$  zueinander stehenden Wänden gewährleistet. Für eine präzise Aufnahme der lokalen Objektpunkte wurde hier eine Schwarz-Weiß-Kamera verwendet, da eine Farbkamera nur mit jedem vierten Pixel die Farbe rot (roter Laserstrahl) aufnehmen kann, dazwischen wird interpoliert. Um Störungen durch Schattierungen zu vermeiden, wurde die Probe zuvor mit weißem Scanspray versehen. Der Messaufbau ist in Abbildung 3.9 dargestellt.

Aus dem Schnitt des Laserstrahls mit dem Hintergrund wird die 3D-Ebene des Lasers zurückgerechnet. Auf Basis des Schnittes der Laser-Ebene mit dem Objekt (reflektierte Strahlen) können die 3D-Koordinaten des Objektes bestimmt werden. Die sogenannte Laser-Triangulation wird in Abbildung 3.10 veranschaulicht.

Der Triangulationswinkel sollte ca.  $30^\circ$  betragen. Der Arbeitsabstand zum Objekt sowie Kamera- und Laserpositionen wurden so gewählt, dass dies für jeden Punkt der Probe gewährleistet ist. Das beschriebene Verfahren sowie der hinterlegte Algorithmus beruhen auf Forschungsarbeiten von Winkelbach et al. [141].





#### Technische Daten

Laser:	roter Linienlaser (Klasse 1, 650nm)
Arbeitsabstand zum Objekt:	600 mm
Winkel der Raumecke mit Kalibriermarken:	exakt 90°
Triangulationswinkel:	ca. 30°
Kamera:	2-Megapixel-Webcam
Auflösung:	1 Punkt pro Objekt-Pixel
Fehler:	<0,4 mm

Abbildung 3.9: DAVID® 3D Laserscanner – Messaufbau

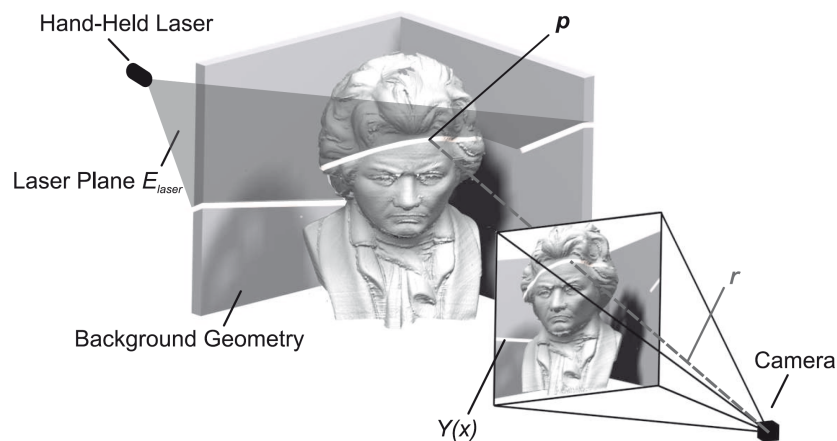


Abbildung 3.10: Laser-Triangulation [141]

Die vier separat gescannten Ausschnitte der Probe (Scan von allen vier Seiten) werden über einen weiteren Algorithmus zu einem Körper zusammengefügt.

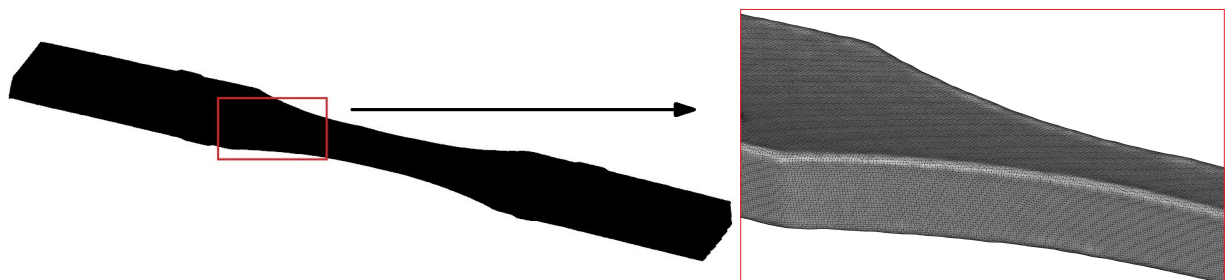


Abbildung 3.11: Polygonnetz einer Probe (exemplarisch)

Das Resultat des Scans ist ein Polygonnetz, das bei Bedarf direkt in ein (sehr feines) Finite-Elemente-Netz überführt werden könnte. Das gescannte Modell einer Probe ist exemplarisch in Abbildung 3.11 dargestellt.

### 3.2.2 Scannen der Nahtgeometrie

Die Nahtgeometrie wurde mit dem OptoTOP HE, einem 3D-Scanner der Firma *Breuckmann*, aufgenommen. Dieser Scanner verfügt über eine weitaus höhere Auflösung als der DAVID® 3D-Scanner, die insbesondere zur detailgetreuen Abbildung der Kerbgeometrie benötigt wird. Allerdings wird bei optimaler Einstellung und Ausnutzung der hohen Auflösung lediglich ein Bereich mit einer Länge von 40 mm bei einer Aufnahme erfasst, was bezogen auf den Nahtbereich genügt, für das Scannen der gesamten Probe jedoch ungeeignet ist. Denn einerseits hätten bei einer Probenlänge von ca. 360 mm je Probe mehr als 36 Scans (9 Abschnitte je 4 Aufnahmen für alle 4 Seiten, jeweils mit Überlappung) gemacht werden müssen; viel entscheidender ist jedoch, dass sich andererseits der Fehler bei Zusammensetzen dieser Abschnitte mit jedem weiteren Abschnitt aufsummiert.

Der 3D-Scanner ist in Abbildung 3.12 dargestellt – mit Angabe der relevanten technischen Daten.



#### Technische Daten

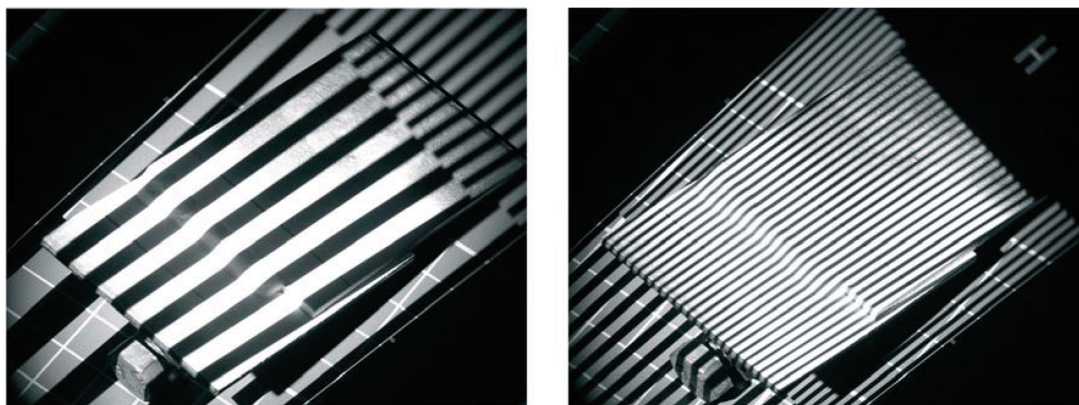
Bilddiagonale:	50 mm
bzw. Bildfläche:	30 mm x 40 mm
Arbeitsabstand zum Objekt:	337 mm
Triangulationswinkel:	30°
Auflösung in der Ebene:	30 µm
Auflösung in Tiefenrichtung:	5 µm

**Abbildung 3.12:** 3D-Scanner OptoTOP HE – Messaufbau

Das Verfahren, das diesem 3D-Scanner zugrunde liegt, basiert ebenfalls auf dem Funktionsprinzip der bildhaften Triangulation (vgl. Abbildung 3.10). Hier wird anstatt des Lasers eine Projektionseinheit verwendet, die zur Kamera wieder vorzugsweise im Winkel von 30° stehen sollte (siehe Abbildung 3.12). Anstatt des Laserstrahls wird hier ein paralleles, äquidistantes Gitter auf die Probe projiziert; anstatt der Laserlinie(n) wird nun ein binäres Streifenmuster von der Kamera erfasst (Abbildung 3.13). Die Geometrieparameter, die zur Triangulation benötigt werden, müssen vorab durch eine Kalibriermessung bestimmt werden (vergleichbar mit der Orientierung an geometrisch bekannten Markierungspunkten beim Laserscanning).

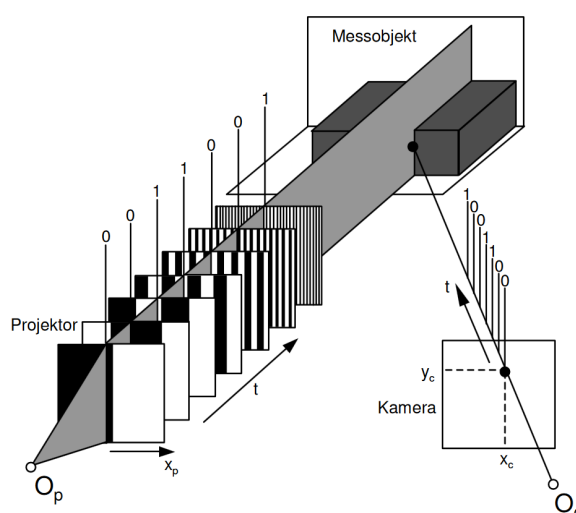
Die deutlich höhere Genauigkeit dieses Systems wird durch die Kombination des Gray-Code-Verfahrens und der Phasen-Shift-Technik erreicht.





**Abbildung 3.13:** Streifenprojektion mit unterschiedlicher Linienanzahl (exemplarisch) [52]

Im Rahmen des Gray-Code-Verfahren werden nacheinander auf die Probe projizierte Streifenmuster verarbeitet, deren Frequenz sich von Aufnahme zu Aufnahme verdoppelt (1, 2, 4, ..., 64 Linienpaare). Aus der Abfolge heller und dunkler Grauwerte lässt sich für jedes Kamerapixel die Nummer der korrespondierenden Lichtebeine über einen Binärcode (Gray-Code<sup>2</sup>) bestimmen (Abbildung 3.14). [39]

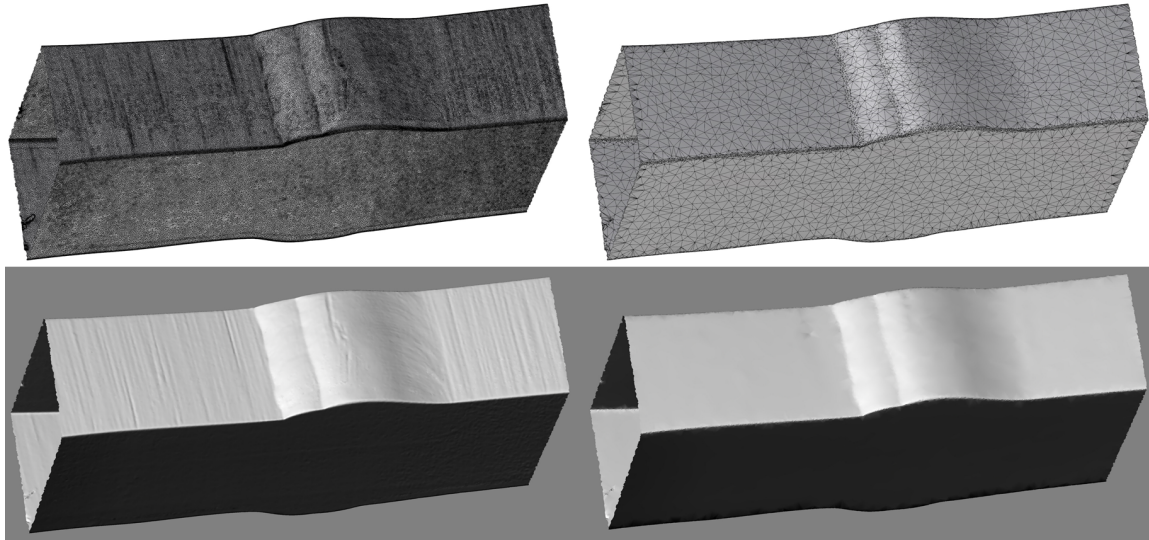


**Abbildung 3.14:** Prinzipskizze zur räumlich-zeitlichen Kodierung der sogenannten Korrespondenzinformation [39]

Eine subpixelgenaue Auflösung wird erst durch anschließende Phasen-Shift-Technik erreicht. Das Gitter mit 64 Linienpaaren wird nun mit sinusförmiger Helligkeitsverteilung viermal (hier: 4er-Phasen-Shift) um 90° phasenverschoben aufprojiziert. Für jeden Bildpunkt kann nun die Phasenlage bestimmt werden. Die hohe Messgenauigkeit wird durch die kurze Periodenlänge (typischerweise drei bis acht Linien) erreicht. Allerdings kann eine eindeutige räumliche Zuordnung nur in Kombination mit der Gray-Code-Messung erfolgen, da sich die Phasen in einem Sinussignal wiederholen. [39]

Um eine homogen matte Oberfläche zu erzielen, die ein Scannen ohne Störungen (Reflexion, Schattierung) ermöglicht, wurden die Proben auch hier mit einem Scanspray besprüht. Die Schichtdicke beträgt weniger als 8 µm.

<sup>2</sup>Die von Frank Gray patentierten Gray-Codes erweisen sich bei der Dekodierung gegenüber anderen Binärcodes als sehr robust.

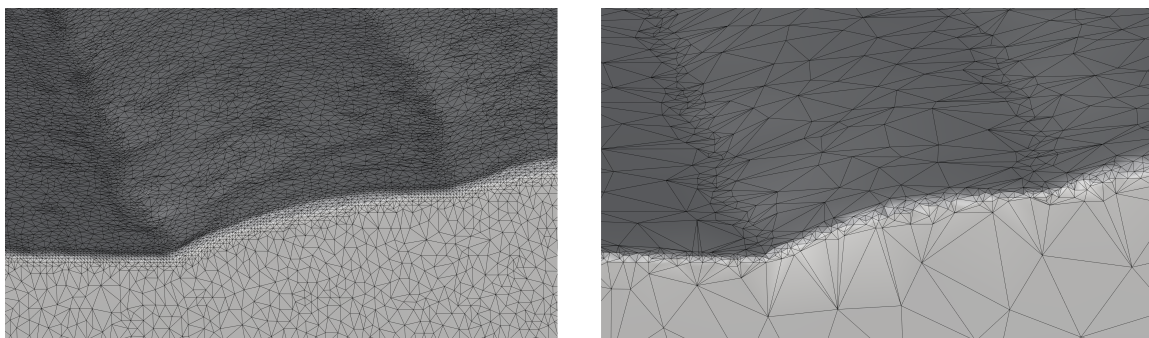


**Abbildung 3.15:** Scan der Nahtgeometrie – original (links) und komprimiert (rechts), jeweils als Polygonnetz und in gerendeter Darstellung

Nach Erfassen des gesamten Nahtbereichs aus vier verschiedenen Blickwinkeln, müssen nun die einzelnen Scans wieder über das sogenannte Contour-Matching zu einem Körper zusammengefügt werden. Dies kann in der zum Scanner zugehörigen Software *Optocad* erfolgen. Das Resultat des Scans ist ebenfalls ein Polygonnetz (Netz aus Dreiecksflächen), das aber wesentlich kleinere Flächen enthält als das dem DAVID®-Scanner entstammende Netz. Die kleinsten Flächen haben eine Kantenlänge von 30 µm, was der höchsten Auflösung entspricht. Ein solches Polygonnetz besteht aus ca. 500.000 dreieckigen Polygonen.

Bei Verwendung des Scans als Grundlage für das Finite-Elemente-Modell stellen die Kanten der Polygone gleichzeitig auch Elementkanten dar. Eine Berechnung mit 500.000 Elementen allein an der Oberfläche des Nahtbereichs ist jedoch kaum möglich und zudem wenig sinnvoll. Wesentlich besser ist es, die höchste Auflösung nur an Stellen des Nahtbereichs zu verwenden, wo sie benötigt wird. Das ist vor allem im Bereich der Kerbe der Fall. In *Optocad* ist ein Algorithmus implementiert, der genau eine solche adaptive Vernetzung ermöglicht. In Abbildung 3.15 sind beide Polygonnetze einander gegenübergestellt. Zudem ist die gerenderte Darstellung gegeben, aus der die Vergrößerung leicht ersichtlich wird.

Aus Abbildung 3.16 wird jedoch ersichtlich, dass auch die Kerbe an Auflösung einbüßt. Im Bedarfsfall ist es deshalb möglich, im Kerbbereich Ausschnitte des Netzes mit höchster Auflösung zu verwenden und diese in das Modell mit grobem Netz einzubauen.

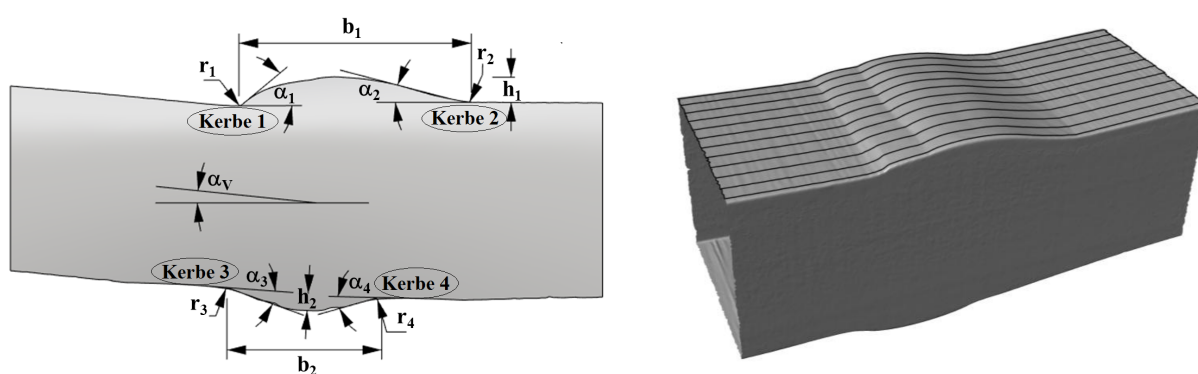


**Abbildung 3.16:** Unkomprimiertes und komprimiertes Netz im Bereich der Nahtkerbe

### 3.2.3 Geometrieparameter

Auf Basis der Scans in höchster Auflösung wurden genauere Untersuchungen der Geometrie der Probe ermöglicht. Da im Langzeitfestigkeitsbereich insbesondere Kerbradius und Nahtanstiegswinkel, aber auch Kantenversatz und Winkelverzug von Bedeutung sind, wurde auch hier besonderes Augenmerk auf diese Parameter gelegt. Die nachfolgenden Auswertungen wurden in der CAD-Software *Rhinozeros*® 4.0 durchgeführt.

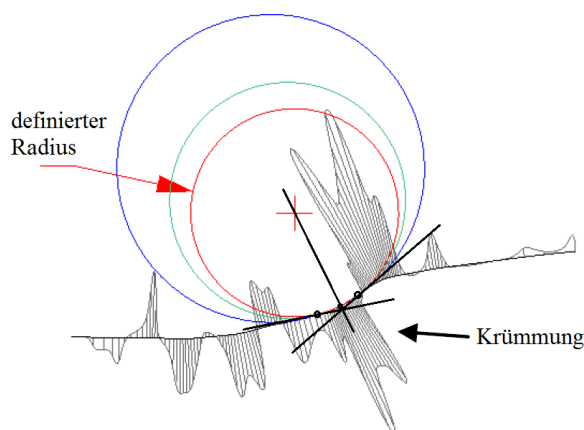
An 13 unbearbeiteten Proben (aus Rohr 1, siehe Abschnitt 3.1) wurden in mehreren Schnittebenen die in Abbildung 3.17 links eingezeichneten Geometrieparameter gemessen. Die Schnittebenen sind exemplarisch in der Abbildung rechts dargestellt. Da der Kantenversatz zwischen den beiden Rohren sehr klein war, ist er als Geometrieparameter hier nicht vorgesehen.



**Abbildung 3.17:** Geometrieparameter (links), die an den Schnittebenen der unkomprimierten Scans (rechts) gemessen wurden

Was hier als Kerbradius bezeichnet wird, muss zunächst noch definiert werden. Denn streng genommen kann an einem Polygonnetz aus ebenen Dreiecken, die sich im Schnitt als lineare Abschnitte darstellen, kein Radius bestimmt werden, da die Abschnitte und somit auch deren Aneinanderreihung keine Krümmung aufweisen. Wird stattdessen eine interpolierte Kurve bei der Messung zugrunde gelegt, unterscheidet sich das Ergebnis einerseits in Abhängigkeit von dem Grad der interpolierten Kurve, andererseits weist der Kerbbereich mitunter auch tatsächlich unterschiedliche Krümmungen auf. So können auch Schmiegekreise mit verschiedenen Radien die Kerbe beschreiben (Abbildung 3.18).

Um die Auswertung zu standardisieren, wird der Kerbradius als gemittelter Radius im Bereich starker Krümmung der Kerbe definiert, wie in Abbildung 3.18 veranschaulicht. Der stark gekrümmte Bereich der Kerbe ist auch ohne Ausgabe der Krümmungsfunktion zu erkennen, was



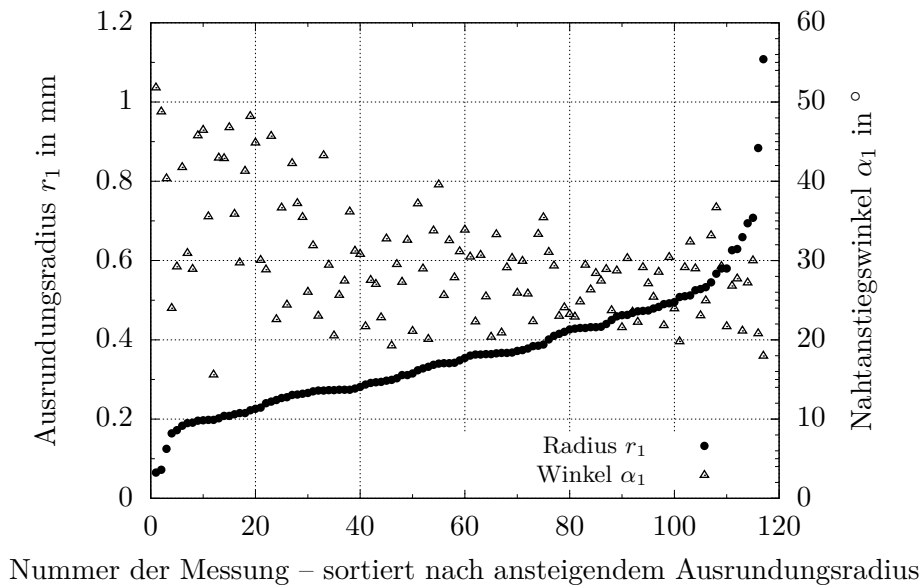
**Abbildung 3.18:** Definition des Kerbradius'

die Auswertung vereinfacht. Der Radius kann in *Rhinozeros*<sup>®</sup> über drei Punkte – am Anfang, in der Mitte und am Ende des stark gekrümmten Bereichs – oder über zwei Tangenten – am Anfang und am Ende des Bereichs – mit Radienmittelpunkt auf deren Mittelsenkrechten bestimmt werden.

Der Nahtanstiegswinkel wird demzufolge durch den Winkel zwischen den beiden in Abbildung 3.18 eingezeichneten Tangenten definiert.

Mit dieser Vorgehensweise konnten die Geometrieparameter von verschiedenen Personen reproduzierbar bestimmt werden.

Die Ergebnisse aus über 100 ausgewerteten Schnitten sind für die „scharfe“, versagensmaßgebliche<sup>3</sup> Kerbe (Kerbe 1) in Abbildung 3.19 aufgetragen. Es ist zu erkennen, dass ein kleiner Ausrundungsradius tendenziell in Kombination mit einem großen Nahtanstiegswinkel auftritt und große Ausrundungsradien mit kleinen Nahtanstiegswinkel kombiniert sind.



**Abbildung 3.19:** Gemessene Radien mit zugehörigen Nahtanstiegswinkeln (an Kerbe 1, Naht N1)

Selbst an einer einzigen Naht (hier: N1) sind enorme Unterschiede bezüglich dieser Geometrieparameter zu verzeichnen. Die genauen Messwerte für alle vier Kerben sind im Anhang in den Tabellen A.5 bis A.8 dokumentiert.

Radien und Nahtanstiegswinkel wurden auch an Proben aus Rohr 2 (Naht N7) stichprobenartig gemessen. Die Ergebnisse konnten in den Wertebereich der Geometrieparameter aus Rohr 1 eingeordnet werden. Somit wurden weitere Auswertungen nicht für notwendig befunden.

Die gemessenen Werte für die Nahtüberhöhung und deren Breite sowie für den Winkelverzug streuen innerhalb einer Naht weitaus weniger als die Werte für Kerbradius und Nahtanstiegswinkel. Die Mittelwerte aus Naht N1 können Tabelle 3.10 entnommen werden, genaue Messwerte sind im Anhang in den Tabellen A.9 bis A.13 zu finden.

Der Vergleich der Nähte aus zwei unterschiedlichen Rohren macht aber deutlich, dass auch in Bezug auf diese Parameter große Unterschiede möglich sind (vgl. Abbildung 3.4).

<sup>3</sup>Bei Dehnungsamplituden unter 1 % geht der versagensmaßgebliche Riss von dieser Kerbe aus (siehe Abschnitt 3.4.2) – so wie es aus Untersuchungen im Langzeitfestigkeitsbereich bekannt ist.

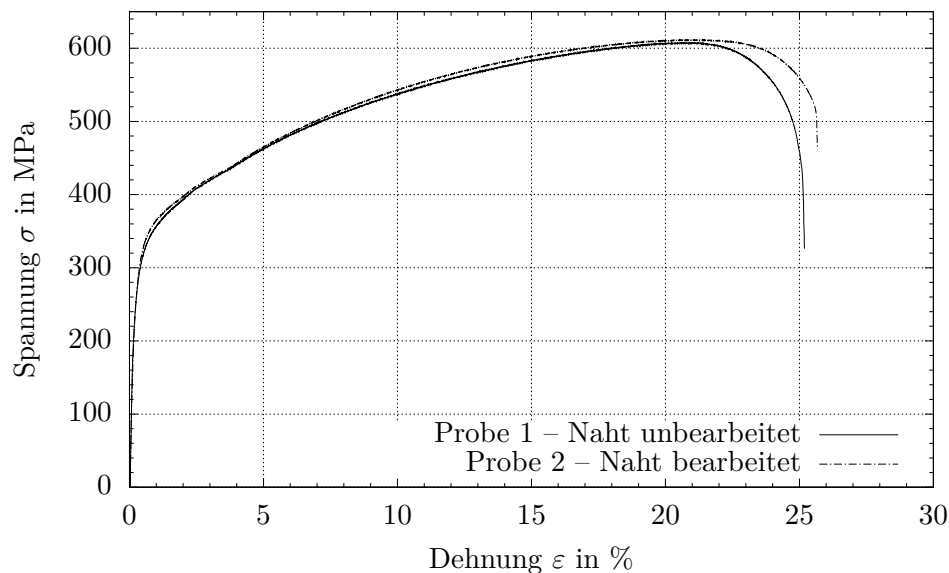
**Tabelle 3.10:** Mittlere gemessene Werte für Nahtüberhöhung, deren Breite und Winkelverzug nach Abbildung 3.17

Nahtüberhöhung		Breite der Nahtüberhöhung		Winkelverzug
$h_1$	$h_2$	$b_1$	$b_2$	$\alpha_v$
1,2 mm	1,0 mm	11,6 mm	8,6 mm	4,9 °

### 3.3 Zugversuche

Zur Bestimmung des Elastizitätsmoduls, aber auch zum Vergleich mit den im Abnahmeprüfzeugnis angegebenen statischen Werkstoffkennwerten (Tabelle 3.2), wurden an zwei Proben aus Rohr 1 Zugversuche durchgeführt. Die Versuche erfolgten mit den gelieferten Proben, wie in Abbildung 3.8 dargestellt. Eine Anfertigung genormter Proben (nach DIN EN ISO 6892 [31]) war nicht vorgesehen.

Die resultierenden Spannungs-Dehnungs-Kurven sind in Abbildung 3.20 dargestellt.

**Abbildung 3.20:** Spannungs-Dehnungs-Kurven aus den Zugversuchen

Die Spannung bezieht sich auf den Anfangsquerschnitt  $A_0 = 100 \text{ mm}^2$ , der bei Versuchsbeginn am Versagensort vorgelegen hat. Die Dehnung wurde über eine Messlänge  $L_0 = 50 \text{ mm}$  integral über die Naht ermittelt.

Die aus der Spannungs-Dehnungs-Kurve bestimmten Kennwerte sind in Tabelle 3.11 zusammengefasst.

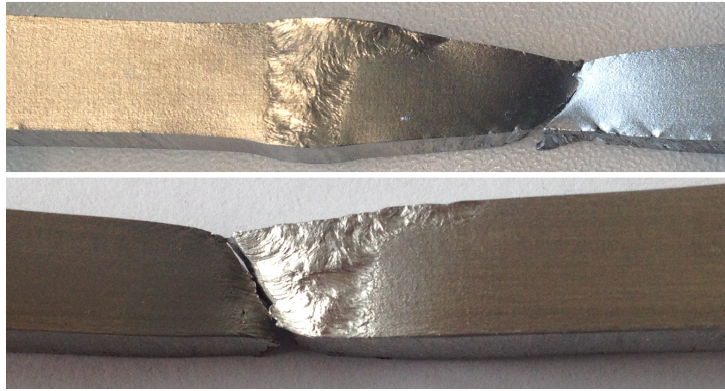
Der Bruch trat bei der Probe mit bearbeiteter Naht unmittelbar neben der Schweißnaht auf, bei der Probe mit unbearbeiteter Naht im Abstand von 11 mm zum Nahtübergang (siehe Abbildung 3.21).

**Tabelle 3.11:** Statische Festigkeitskennwerte des „Grundwerkstoffs“ bei Raumtemperatur

Probe	Elastizitätsmodul $E$ in $\text{N/mm}^2$	Dehngrenze $R_{p0,2}$ in $\text{N/mm}^2$	Zugfestigkeit $R_m$ in $\text{N/mm}^2$	Bruchdehnung $A$ in %
unbearbeitet	190000	293	608	25,1
bearbeitet	190000	301	612	25,6

Anmerkung: beide Proben entstammen Rohr 1





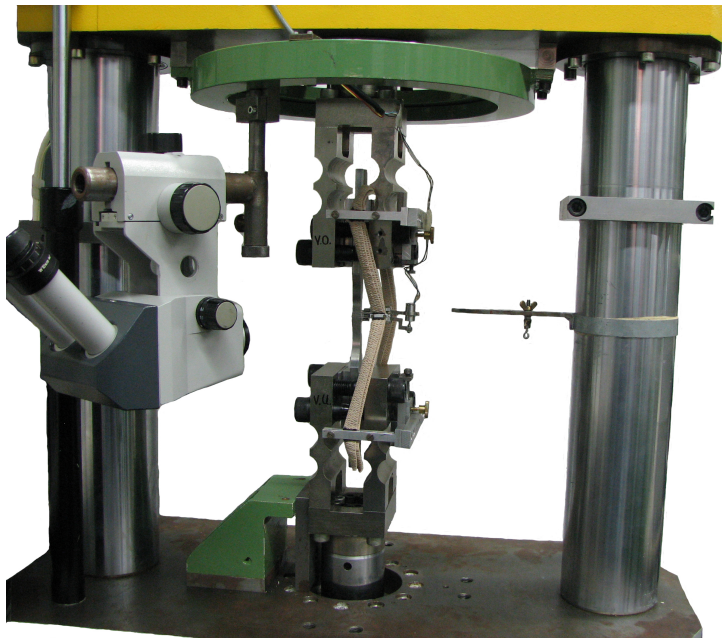
**Abbildung 3.21:** Bruchbilder nach dem Zugversuch: Naht unbearbeitet (oben), Naht bearbeitet (unten)

### 3.4 Schwingversuche Teil I

Im Folgenden werden Aufbau, Durchführung sowie Ergebnisse der Schwingversuche mit den Proben aus Rohr 1 (unbearbeitet und bearbeitet) erläutert. Diese Versuche dienen in erster Linie zur Bestimmung der Lebensdauer und des Versagensortes, während die Schwingversuche Teil II (Abschnitt 3.9) insbesondere zur Messung der Dehnungsverteilung in der Naht verwendet werden.

#### 3.4.1 Versuchsaufbau und -durchführung

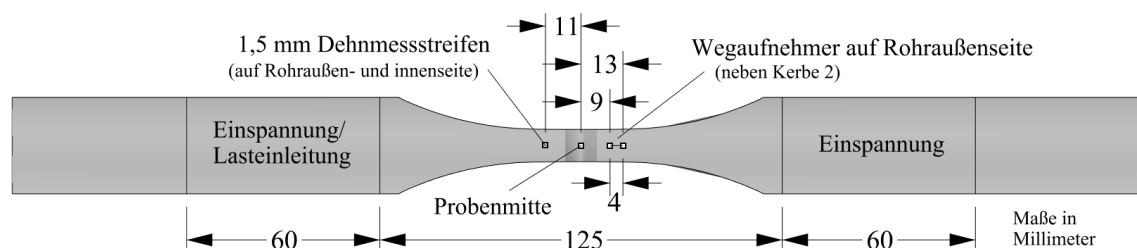
Die Versuche wurden in einer servohydraulischen Prüfmaschine durchgeführt. Der Versuchsaufbau ist in Abbildung 3.22 dargestellt.



**Abbildung 3.22:** Versuchsaufbau – servohydraulische Prüfmaschine mit eingebauter Probe

Die Einspannung der Proben erfolgte über Futterbleche. Diese waren notwendig, um die Krümmung der Proben in Querrichtung (Rohrkrümmung) auszugleichen. Als Futterbleche wurden die Enden der Proben verwendet, mit denen bereits Zugversuche durchgeführt worden waren. Der eingespannte Bereich der Proben wird aus Abbildung 3.23 ersichtlich.

Die 60 mm langen Futterbleche waren jeweils an der Seite eben beschliffen worden, die an der



**Abbildung 3.23:** Idealisierte Probe mit den im Versuch relevanten Bereichen

Maschine angelegen hat. Die Oberflächen mussten zusätzlich aufgeraut werden, um eine bessere Übertragung der Kräfte zu gewährleisten.

Die Versuche wurden dehnungskontrolliert, einstufig mit einem Dehnungsverhältnis von  $R_\epsilon = -1$  durchgeführt. Die Dehnungsamplitude wurde sinusförmig über einen induktiven Wegaufnehmer mit einer Basismesslänge von 4 mm und einem Messbereich von  $\pm 25\%$  gesteuert. Die Prüffrequenz betrug 0,2 Hertz. Die Position des Wegaufnehmers auf der Probe ist in Abbildung 3.23 eingezeichnet.

Da die Proben eine deutliche Krümmung in Längsrichtung aufgrund des Winkelverzugs aufweisen, wurden an einer Probe exemplarisch mittels Dehnmessstreifen auch Dehnungen gemessen, die beim Einspannen der Probe entstehen. Zur Erfassung der Biegebeanspruchung wurden zwei Dehnmessstreifen verwendet und wie in Abbildung 3.23 dargestellt, auf Rohraußen- und Rohrinnen-seite positioniert.

Als Versagenkriterium wurde der technische Anriss festgelegt – wie im folgenden Abschnitt beschrieben. Um diesen zu detektieren, wurde die Probe während des Versuchs über ein Mikroskop permanent auf Risse hin untersucht.

### 3.4.2 Versuchsergebnisse

Von den je 13 zur Verfügung stehenden Proben konnten 11 unbearbeitete und 10 bearbeitete Proben für die Bestimmung der Lebensdauer genutzt werden. Die Ergebnisse der Schwingversuche sind in Tabelle 3.12 dokumentiert. Neben der Lebensdauer ist auch der Versagensort angegeben, jeweils für Anriss und für Bruch. Darüber hinaus wurde der prozentuale Anteil der Anrisslebensdauer an der Gesamtlebensdauer (Verhältnis  $A/B$ ) bestimmt. Sind für den Anriss mehrere Versagensorte angegeben, bedeutet dies, dass der erste Riss am erstgenannten Ort aufgetreten ist, später aber auch Risse am zweitgenannten Ort beobachtet wurden.

Der Anriss wurde durch einen Riss mit 0,5 - 1 mm Tiefe und ca. 2 mm Oberflächenlänge definiert, vereinzelt wurde der Riss aber erst bei einer Tiefe von 3 mm entdeckt. Diese Spanne ist zum einen darauf zurückzuführen, dass die Probe während des Versuchs über weite Teile des verjüngten Bereichs auf Risse hin untersucht werden musste, da der Versagensort im Vorhinein unbekannt war. Zum anderen liegen aufgrund des schnellen Risswachstums bei diesen vereinzelt Proben (erkennbar am Verhältnis von Anrisslebensdauer zu Bruchlebensdauer  $A/B$ ) nur sehr wenige Schwingspiele zwischen einem Anriss von 0,5 mm und 3 mm Tiefe, sodass die Anrisslebensdauern dieser Proben mit den übrigen, bei ca. 0,5 mm Risstiefe ausgewerteten Proben, dennoch vergleichbar sind.

Zur Bestimmung der Bruchlebensdauer wurde die Probe entweder direkt bis zum Bruch gefahren oder der Versuch wurde abgebrochen, wenn durch sehr große Kolbenwege abzusehen war, dass innerhalb der nächsten Schwingspiele der Bruch der Probe eintreten würde. Grund für den vorzeitigen Abbruch war unter anderem, dass die Proben dann auch noch nach dem Versuch für weitere Untersuchungen verwendet werden konnten (Härtemessungen und metallographische Untersuchungen), um so weiteren Aufschluss über das Werkstoffverhalten zu bekommen.

**Tabelle 3.12:** Anriss- und Bruchlebensdauern der Proben aus Rohr 1 mit Angabe des Versagensortes

Naht – <b>unbearbeitet</b> (Serie V1)						Naht – <b>nachbearbeitet</b> (Serie V2)					
$\varepsilon_a$ in %	$F_a$ in kN	Anriss		Bruch		$A/B$ in %	$F_a$ in kN	Anriss		Bruch	
		LD	Ort	LD	Ort			LD	Ort	LD	Ort
2,0	40,8	62	GW	114	GW	54	41,2	74	GW	91	GW
1,5	38,0	97	GW	133	GW	73	39,3	97	GW	204	GW
1,0	35,3	179	SN	314	SN	57	35,9	319	GW	754	GW
1,0	34,1	199	GW	313	GW	64	35,0	368	GW	442	GW
1,0	33,2	244	SN	364	GW	67	33,7	564	GW	605	GW
0,75	34,9	114	SN	260	SN	44	33,1	490	GW	724	GW
0,75	35,1	154	SN	197	SN	78					
0,6	35,2	64	SN	268	SN	24	30,3	914	GW	1240	GW
0,5	31,2	421	SN	798	GW	53	30,5	704	GW	1034	GW
0,4	33,3	359	SN	1037	SN	35	30,6	494	GW	1208	GW
0,3	28,6	4635	SN	8297	SN	56	26,0	8170	SN	8367	SN

$\varepsilon_a$ : Über den Wegaufnehmer lokal gesteuerte Dehnungsamplitude (vgl. Abbildung 3.23)

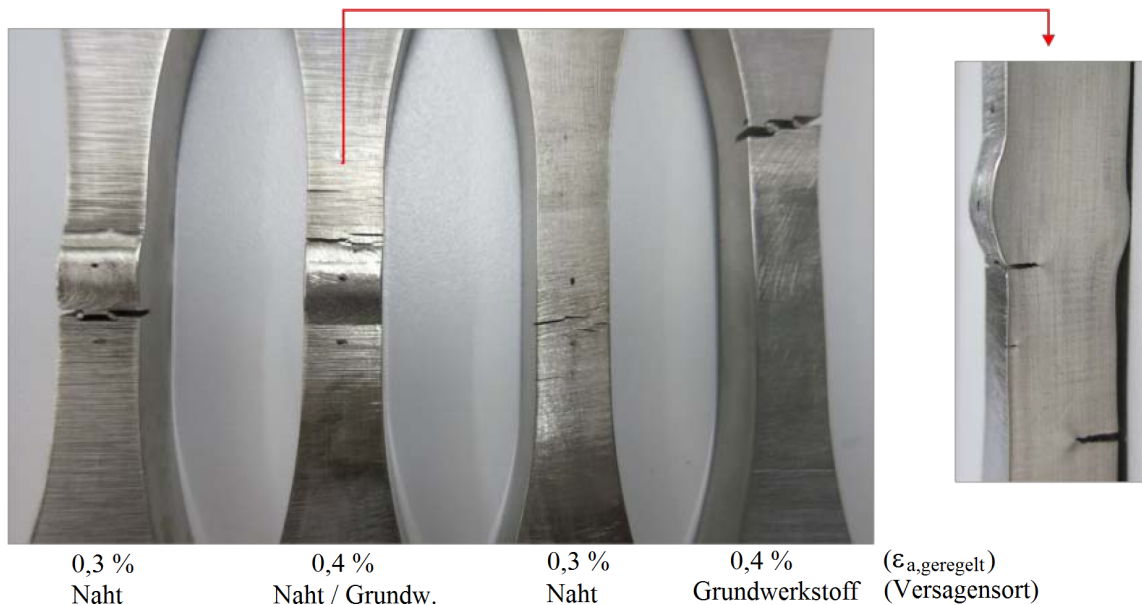
$F_a$ : Kraftamplitude bei halber Anrisslebensdauer

LD: Lebensdauer, GW: Grundwerkstoff, SN: Schweißnaht bzw. (scharfe) Nahtkerbe

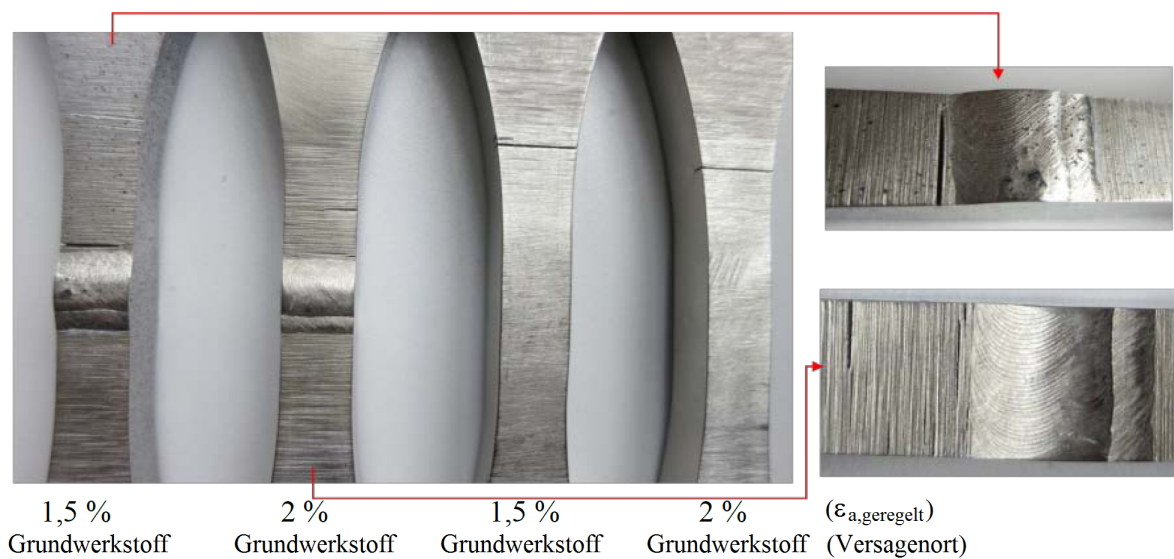
$A/B$ : Verhältnis Anrisslebensdauer/Bruchlebensdauer



Bei einer der unbearbeiteten Proben waren die Risse kurz vor dem Bruch sowohl im Grundwerkstoff als auch an der Nahtkerbe so groß, dass beide Orte als annähernd gleichwertige potentielle Bruchversagensorte anzusehen sind. Aus diesem Grund wurden beide Orte genannt.



**Abbildung 3.24:** Anrissorte der Proben bei 0,3 % und 0,4 % (lokal geregelter) Dehnungsamplitude



**Abbildung 3.25:** Anrissorte der Proben bei 1,5 % und 2,0 % (lokal geregelter) Dehnungsamplitude

Bei den Proben mit nachbearbeiteter Naht traten sowohl Anriss als auch Bruch überwiegend im Grundwerkstoff auf. Dies lässt sich auf die unterschiedlichen Rauigkeiten zwischen beschliffenem Nahtbereich und rauer Probenoberfläche zurückführen.

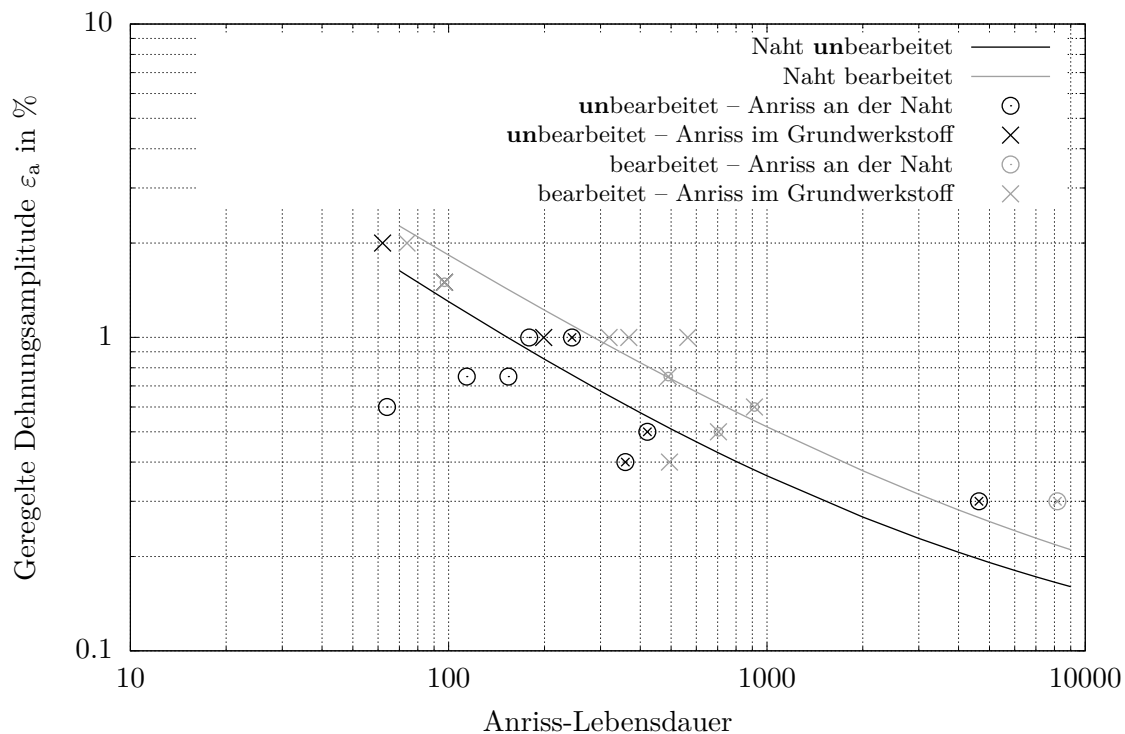
Besonders bemerkenswert ist, dass unter sehr hoher Belastung auch bei den unbearbeiteten Proben das Versagen im Grundwerkstoff auftritt und die Nahtkerbe folglich nicht mehr das Versagen bestimmt, sondern Werkstoffinhomogenitäten an Bedeutung gewinnen.

In den Abbildungen 3.24 und 3.25 sind exemplarisch Bruchbilder verschiedener Proben, die bei unterschiedlichen Dehnungsamplituden getestet wurden, dargestellt, aus denen die beschriebenen Versagensorte zu erkennen sind. Die Risse traten immer senkrecht zur Hauptbeanspru-

chungsrichtung, d.h. senkrecht zur Probenlängsrichtung auf. In Abbildung 3.27 sind einige Bruchflächen exemplarisch dargestellt. Meist ging der Riss von der rauen Oberfläche aus, in einigen Fällen startete er auch von der Probenkante.

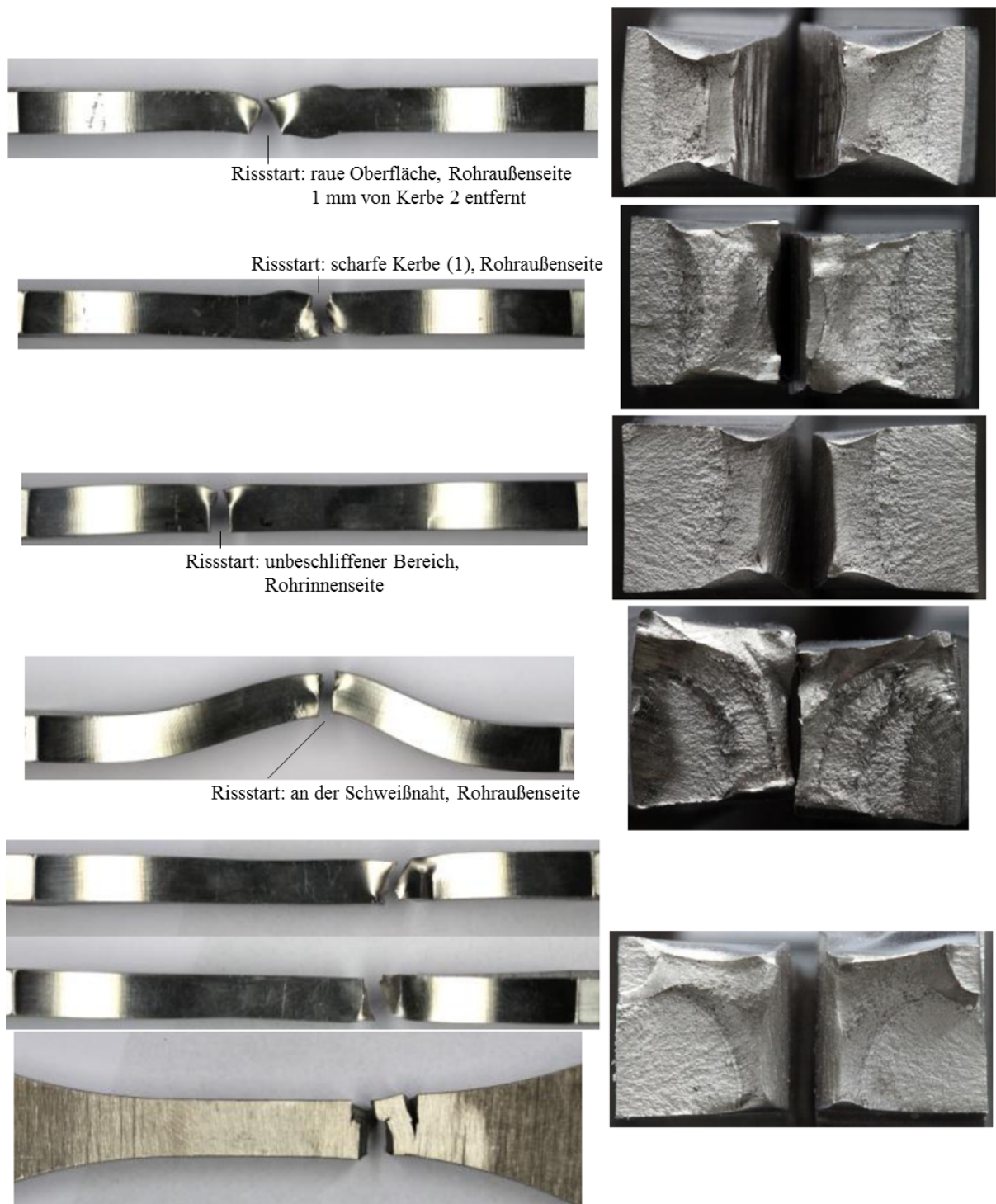
In Abbildung 3.26 sind die Versuchsergebnisse im Wöhlerdiagramm dargestellt mit den zugehörigen Dehnungs-Wöhlerlinien (für den Anriss). Traten Risse an der Naht und im Grundwerkstoff auf, so sind beide Anrissorte auch im Diagramm eingetragen – mit großem Symbol für den ersten Anrissort und kleinem Symbol für den zweiten Anrissort. Die Lebensdauer bezieht sich aber immer auf den ersten Anriss.

Es sei erwähnt, dass es sich bei der angegebenen Dehnungsamplitude lediglich um den mittels Wegaufnehmer geregelten Wert handelt, die Amplitude am Versagensort von diesem Wert aber deutlich abweichen kann. Somit sollten auch die abgebildeten Wöhlerlinien nicht als Werkstoffwöhlerlinien missverstanden werden. Dennoch ist eindeutig zu erkennen, dass die unbearbeiteten Proben bei Versagen an der Nahtkerbe eine kürzere Lebensdauer aufweisen als die Proben mit bearbeiteter Naht. Tritt das Versagen im Grundwerkstoff auf, was hier bei Dehnungsamplituden ab ca. 1 % der Fall ist, sind die Unterschiede in der Lebensdauer geringer.



**Abbildung 3.26:** Versuchsergebnisse und (Anriss-)Dehnungswöhlerlinien der Proben mit unbearbeiteter und mit nachbearbeiteter Naht

Die Messung der Dehnungen aus dem Einspannvorgang (DMS-Messung) ergab vernachlässigbar geringe Werte von  $\varepsilon_{\text{Einspannung 1}} = -0,0675 \%$  und  $\varepsilon_{\text{Einspannung 2}} = 0,0553 \%$ .



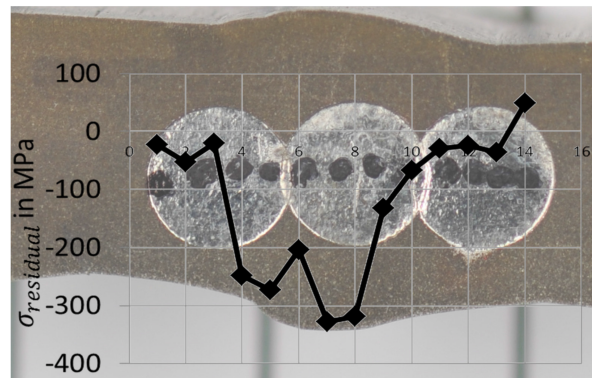
**Abbildung 3.27:** Bruchflächen und zugehörige Versagenorte der Proben (exemplarisch); Quelle der Fotos: *PhM*

### 3.5 Eigenspannungen und Spannungsarmglühen

Auch wenn Eigenspannungen im Kurzzeitfestigkeitsbereich eine untergeordnete Rolle spielen, da diese aufgrund der elastisch-plastischen Beanspruchung „herausplastizieren“ können, soll dennoch kurz darauf eingegangen werden, da an späterer Stelle darauf zurückgegriffen wird.

In Abbildung 3.28 ist der Eigenspannungsverlauf einer Probe zwischen Grundwerkstoff und Schweißnaht im Bereich der mittleren Lagen dargestellt. Die röntgenografische Eigenspannungsmessung wurde am *IfW* durchgeführt.

Es zeigt sich, dass an dieser Stelle der Naht auch nach dem Freischneiden der Probe aus dem Rohr noch hohe Resteigenspannungen (Druckeigenspannungen) vorliegen.



**Abbildung 3.28:** Eigenspannungsverlauf zwischen Grundwerkstoff und Schweißnaht im Bereich der mittleren Lagen in Probenlängsrichtung [10]

Nach Gibmeier [38] haben Eigenspannungen einen Einfluss auf die Härte. Um diesen bei vorliegenden Schweißverbindungen zu untersuchen, wurde eine Probe nach bereits erfolgter Härtemessung spannungsarmgeglüht und anschließend einer erneuten Härtemessung unterzogen. Eine weitere Probe wurde spannungsarmgeglüht, um die Gefügestruktur zu untersuchen.

Für den realen Einsatz werden die vorliegenden Schweißverbindungen nicht wärmebehandelt. Gemäß DIN EN 10028-7 [28] soll eine Wärmebehandlung nach dem Schweißen austenitischer Stähle sogar vermieden werden. Für dickwandige Bauteile empfiehlt die Norm eher ein Stabilisierungsglühen oder auch ein Lösungsglühen. Beides wird bei deutlich höheren Temperaturen durchgeführt (mind. 850 bzw. 1000°C) als das Spannungsarmglühen mit dem Ziel, das Gefüge bewusst zu beeinflussen.

Beim hier durchgeführten Spannungsarmglühen soll genau dies vermieden werden; es sollen lediglich Eigenspannungsspitzen durch kurzzeitiges Absenken der Fließspannung reduziert werden.

Das Spannungsarmglühen wurde von der Firma BUKO-Ferrodur in Mühlthal durchgeführt.

Die Proben wurden innerhalb von 3 Stunden bei nahezu konstanter Temperaturerhöhung auf eine Temperatur von 650°C gebracht. Auf dieser Temperatur folgte eine Haltezeit von ca. 7,5 h. Anschließend wurde die Probe innerhalb von 5 h auf 400°C und nach weiteren 5 h auf Raumtemperatur abgekühlt.

Die Ergebnisse der Untersuchungen von Gefüge und Härte sind in den Abschnitten 3.6.2.3, 3.6.2.4 und 3.7.2.2 dokumentiert.

### 3.6 Schliffbilder

In diesem Abschnitt sollen die Gefügezonen der Schweißnähte näher beleuchtet werden. Dies erfolgt anhand von Schliffbildern verschiedener Nahtbereiche, die exemplarisch an Proben aus den Serien V1 (unbearbeitet, N1), V2 (bearbeitet, N2) und V4 (unbearbeitet, N7) erstellt wurden.

Die Nähte wurden vor und vereinzelt auch nach dem Versuch untersucht.

### 3.6.1 Präparation der Proben

Die Präparation der Proben wurde am Fachgebiet *Physikalische Metallkunde (PhM)* der TU Darmstadt vorgenommen. Der Nahtbereich der Proben wurde zunächst in Epoxidharz eingebettet, beschliffen und mechanisch sowie oxydisch poliert. Das Grobschleifen diente dabei der Einebnung der Proben. Im Anschluss folgte der Feinschliff, der zu einer Verringerung der Oberflächenrauigkeit sowie zur Reduzierung der Deformationsschicht führte. Die Deformationsschicht entsteht durch den verfahrensbedingten mechanischen Materialabtrag beim Grobschliff [90]. Das darunterliegende Gefüge der Proben wurde im Anschluss durch mechanisches Polieren freigelegt. Der abschließende Poliervorgang erfolgte mit Siliziumoxyd auf einem OP-Chem Poliertuch. Nach der Politur betrug die Oberflächenrauigkeit weniger als  $0,1\text{ }\mu\text{m}$ .

Die Kontrastierung des Gefüges nach der Politur wird durch eine Redoxreaktion der geschliffenen Metalloberfläche mit einem Ätzmittel hervorgerufen. Dabei wirkt die Ätzlösung als Katode und die Schlifffläche der Probe als Anode. Die durch die Ätzung hervorgerufenen Veränderungen des Mikroreliefs lassen diffuse Reflexionsbedingungen entstehen, die letztlich zur Kontrastierung des Gefüges unter einfallendem Licht führen.

Die „V2A-Beize“ wird am häufigsten für die Ätzung nichtrostender Stähle verwendet. Mit ihr lassen sich Austenit, Delta-Ferrit genauso wie Karbidausscheidungen sichtbar machen. Sie wurde zunächst für eine Grundcharakterisierung der Gefügezonen der Nähte N1 und N2 im unbelasteten Zustand verwendet.

Um die Proben nach Belastung auch auf Martensit hin zu untersuchen, wurde das Ätzmittel „Beraha-I“ verwendet. Dieses ist ein Farbätmittel, das neben den genannten Phasen selbst strukturlosen Martensit entwickeln kann.

Die Zusammensetzungen der Ätzmittel stehen in Tabelle 3.13.

**Tabelle 3.13:** Zusammensetzungen der Ätzmittel für die Präparation der Proben

V2A-Beize	Beraha-I
200 cm <sup>3</sup> Salzsäure – $HCl$	100 cm <sup>3</sup> Stammlösung
200 cm <sup>3</sup> Wasser – $H_2O$	1 g Kaliumdisulfit – $K_2S_2O_5$
20 cm <sup>3</sup> Salpetersäure – $HNO_3$	<b>Stammlösung:</b>
0,6 cm <sup>3</sup> Sparbeize nach Dr. Vogels	1000 cm <sup>3</sup> Wasser – $H_2O$
	200 cm <sup>3</sup> Salzsäure – $HCl$
	24 g Ammoniumhydrogendifluorid – $(NH_4)HF_2$

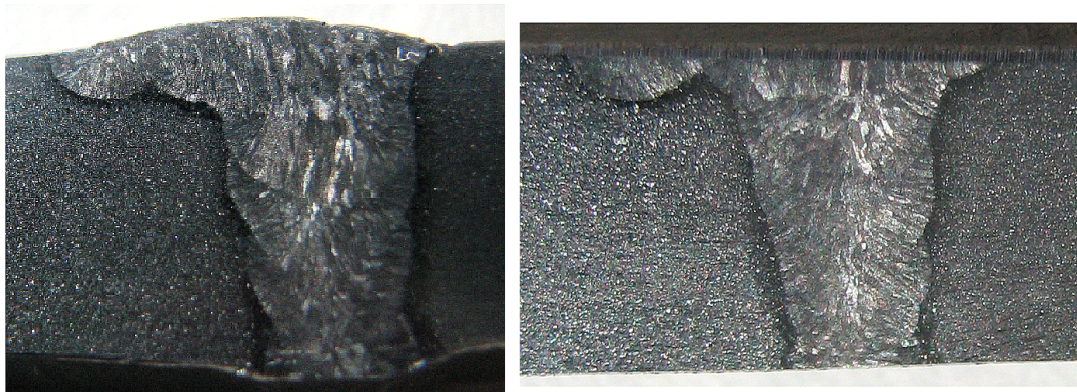
### 3.6.2 Analyse der Schliffbilder

In Abbildung 3.29 sind Schliffbilder je einer Naht aus Schweißung N1 (unbearbeitet) und N2 (bearbeitet) dargestellt. Die Schliffe wurden mit V2A-Beize angeätzt. Dadurch wird die Nahtform sowie bereits das schmale Band der Grobkornzone („Wärmeeinflusszone“) in Form der dunklen Schattierung sichtbar.

In Abbildung 3.30 sind die unterschiedlichen Nahtformen aus Schweißung N1 (Rohr 1, Schwingversuche Teil I) und N7 (Rohr 2, Schwingversuche Teil II) zu erkennen. Insbesondere die Position der Decklagen unterscheidet sich bei beiden Nähten. Aber auch an der Wurzel sind Unterschiede zu sehen – bei N1 wurde ohne und bei N7 mit Zusatzwerkstoff gearbeitet. Beide Schliffbilder wurden im Zustand nach Belastung mit mehreren Zyklen angefertigt, was auf die Form der Schweißnaht jedoch nahezu keine Auswirkung hat (vgl. N1 in den Abbildungen 3.29 und 3.30). Die Naht wurde mit Ätzlösung Beraha-I bearbeitet; zur besseren Erkennbarkeit der Nahtform



wurden die Bilder jedoch „schwarz-weiß“ aufgenommen.



**Abbildung 3.29:** Schliffbilder je einer Naht aus Schweißung N1 (unbearbeitet, links) und aus Schweißung N2 (bearbeitet, rechts) – unbelasteter Zustand, Decklagen oben



**Abbildung 3.30:** Schliffbilder je einer Naht aus Schweißung N1 (Rohr 1, links) und aus Schweißung N7 (Rohr 2, rechts)

### 3.6.2.1 Analyse des Schliffbildes einer unbelasteten Probe

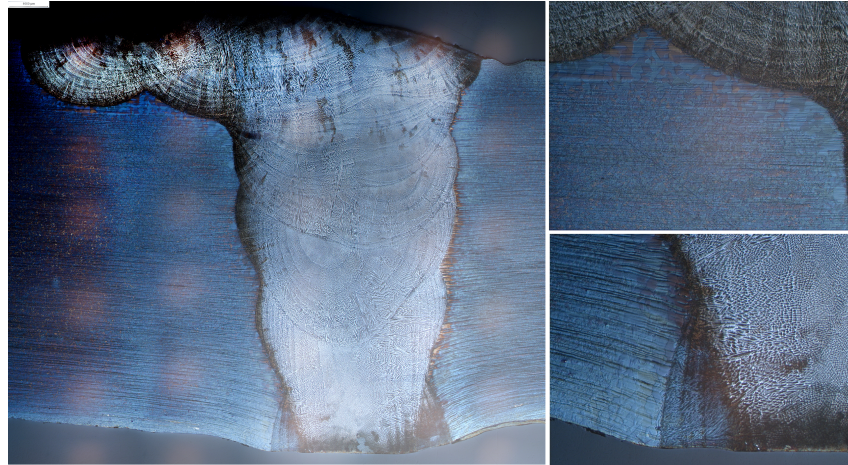
Bei genauerer Betrachtung stellt sich die Gefügeausbildung in allen Probenserien ähnlich dar. Somit genügt es, Details an einem Schliffbild genauer zu beleuchten. In Abbildung 3.31 ist das Schliffbild aus Abbildung 3.29 nach Behandlung mit Beraha-I-Ätzlösung dargestellt.

Das Gefüge des austenitischen Grundwerkstoffs ist gleichmäßig über den Querschnitt verteilt und erscheint im Schliffbild blau-braun. Die unterschiedlichen Farben kommen aufgrund der unterschiedlichen Orientierung der Kristallite und der damit einhergehenden verschiedenartigen Reflexion der Lichtstrahlen zustande (siehe auch Abbildung 3.32).

Die Naht wird beidseitig von der Grobkornzone umgeben, die jedoch nicht gleichmäßig über die Probendicke verteilt ist. Dies ist auf eine ungleichmäßige Wärmeeinbringung beim Schweißen zurückzuführen. So ist die Grobkornzone im Bereich der Wurzel stärker ausgeprägt (Abbildung 3.31 rechts unten), da hier der größte Wärmeeintrag stattfindet, was mitunter durch das größte Verhältnis von Draht- zu Schweißgeschwindigkeit bedingt ist. Aber auch an anderen Bereichen der Naht variiert die Grobkornzone von unter 100  $\mu\text{m}$  bis zu 700  $\mu\text{m}$  (Abbildung 3.31 rechts oben).

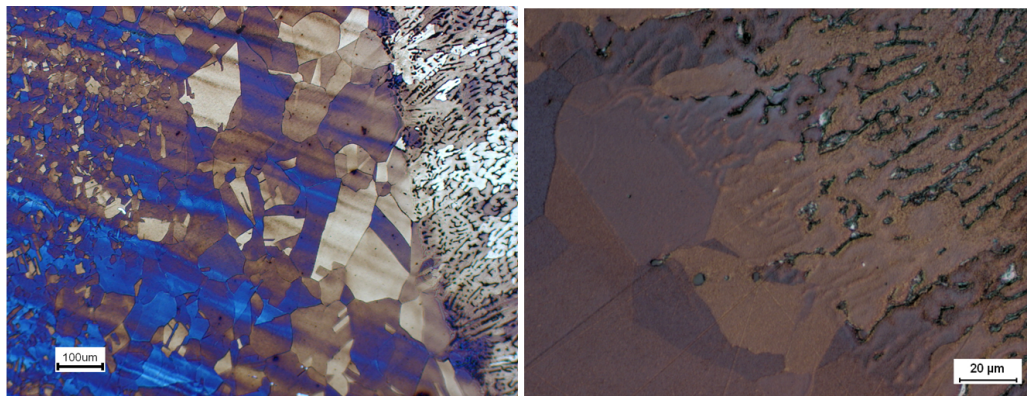
Innerhalb der Naht ist erkennbar, dass das dendritische Gefüge epitaktisch von der Schmelzgrenze ausgehend in Richtung Schweißnahtmitte wächst (Abbildung 3.32 rechts, vgl. Abschnitt 2.3). Da das Bauteil in mehreren Lagen geschweißt wurde, sind die Dendriten in verschiedene Richtungen orientiert.





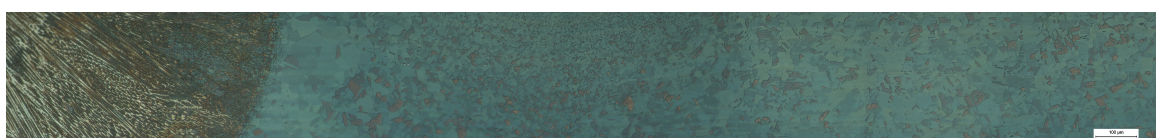
**Abbildung 3.31:** Schliffbild des Nahtbereichs einer unbelasteten Probe (V1), angeätzt mit Beraha-I

Der interdendritische Delta-Ferrit wird durch die Ätzlösung aufgelöst, sodass dieser im Schliff schwarz erscheint.



**Abbildung 3.32:** Gefügezonen: Feinkörniger Austenit / Grobkornzone / Schweißgut (links), epitaktisches Wachstum des Schweißguts als Folge der heterogenen Keime des aufgeschmolzenen Grundwerkstoffs und dendritische Erstarrung ins Schweißgutinnere; interdendritischer Ferrit in schwarz erkennbar (rechts)

Die Wärmeeinflusszone ist nach Dilthey [26] klar definiert. Sie umfasst mehrere an die Naht angrenzende Gefügezonen des Grundwerkstoffs bis zur Zone, in der nur noch eine unvollständige Umkristallisation stattfindet. Dieser Bereich ist auch im Makroschliff erkennbar. Die von der Wärme beim Schweißprozess tatsächlich beeinflusste Zone – d.h. die reale Wärmeeinflusszone – reicht aber weit darüber hinaus. Nach Dilthey schließt sich an den Bereich der (definierten) Wärmeeinflusszone eine Gefügezone an, in der es zur Rekristallisation kommen kann. An dem in Abbildung 3.33 dargestellten Ausschnitt des hier untersuchten Schliffs ist dieser Bereich zu erkennen. Dies war allerdings die einzige Probe, an der die weitreichende Wärmewirkung er-



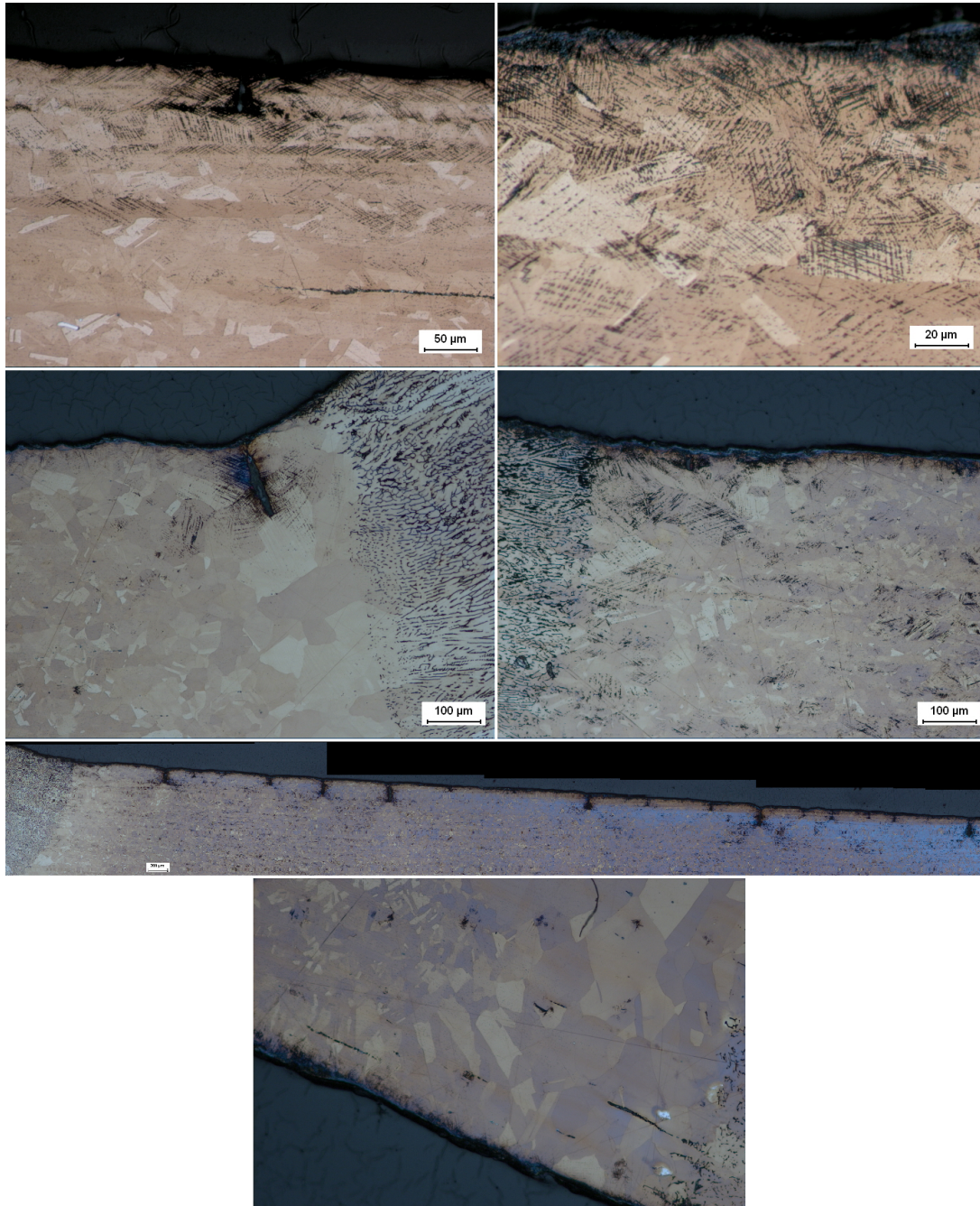
**Abbildung 3.33:** Reale Wärmeeinflusszone über die Grobkornzone hinaus – hier sichtbar am rekristallisierten, zuvor martensitischen Gefüge



kennbar wurde. Denn oberhalb des rekristallisierten Bereichs befindet sich auf Rohraußenseite eine Schlagzahl; der darunter entstandene Martensit wurde infolge des Schweißprozesses durch Rekristallisation des Gefüges aufgelöst.

### 3.6.2.2 Analyse der Schliffbilder von Proben nach dem Versuch

Nach dem Versuch ist verformungsinduzierter Martensit in den Schliffbildern zu erkennen (Abbildung 3.34). Er zeigt sich im Schliff mit nadelförmiger Struktur in schwarzer Farbe [90, 127]. Er bildet sich bevorzugt an sich schneidenden Scherbändern und entsteht auch dort wo zwei Bänder aneinanderstoßen [16].



**Abbildung 3.34:** Martensit mit nadelförmiger Struktur in oberflächennahen Bereichen (oben), an Rissen sowie Stellen sonstiger Beanspruchungskonzentration (Mitte); kein Martensit bzw. nur Randschicht-Martensit im Bereich der Nahtwurzel (unten)

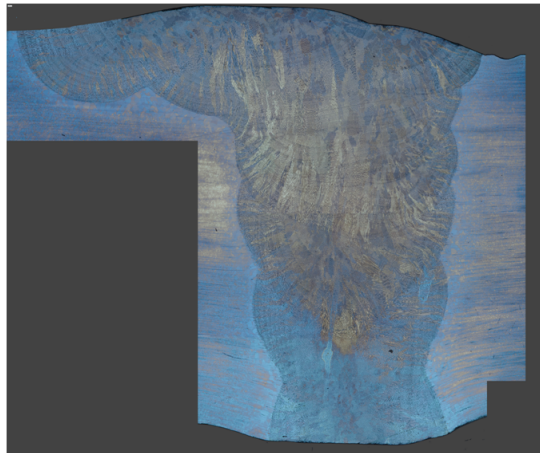


Martensit ist hier überwiegend in den oberflächennahen Bereichen zu finden, im Inneren der Probe lässt sich kein Martensit feststellen. Aber auch an der Oberfläche wird Martensitbildung nicht gleichmäßig beobachtet.

Die Konzentration des Martensits, also der Phasenanteil im Korn, ist abhängig von der Höhe der Beanspruchung. So reicht die Beanspruchung im Bereich der Nahtwurzel nicht zur Bildung von Martensit aus. Besonders konzentriert ist Martensit im Bereich von Rissen vertreten.

### 3.6.2.3 Analyse des Schliffbildes einer unbelasteten spannungsarmgeglühten Probe

Der in Abschnitt 3.6.2.1 betrachtete Schliff wird nun erneut untersucht, nachdem der zugehörige Probenausschnitt spannungsarmgeglüht wurde.



**Abbildung 3.35:** Schliffbild des Nahtbereichs einer unbelasteten spannungsarmgeglühten Probe (V1)

Es sind keine nennenswerten Auswirkungen des Spannungsarmglühens auf das Gefüge erkennbar (Abbildung 3.35). Geringe Abweichungen der Schliffbilder sind auf die erneute Präparation des Schliffes zurückzuführen, die mit dem Abtrag der vormals vorliegenden Oberfläche verbunden ist. Wie erwartet, war die Temperatur des Spannungsarmglühens zu gering, um eine Kornvergrößerung durch Diffusionsprozesse zu initiieren. Auch Karbidausscheidungen blieben aus.

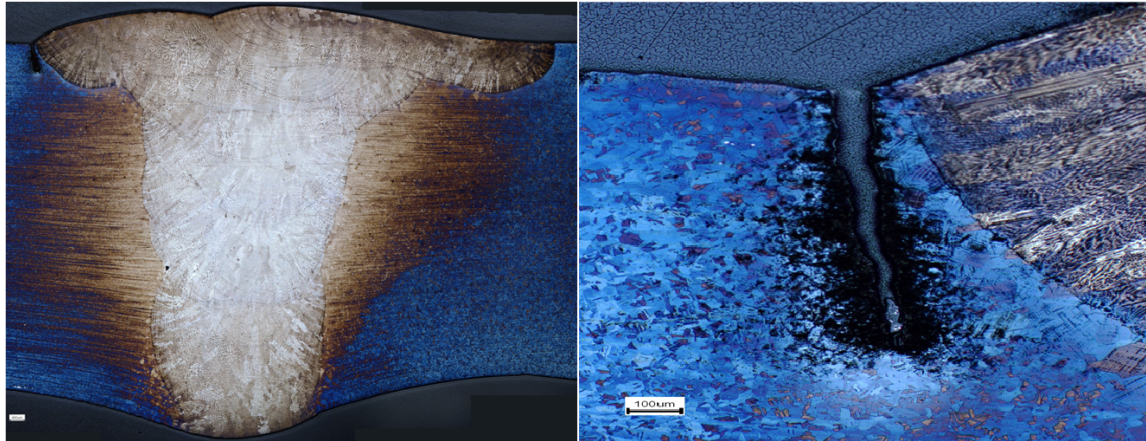
Innerhalb der Naht sind ebenfalls keine Veränderungen in der Struktur zu beobachten. Die Orientierung der Kristallite sowie die Korngröße sind vergleichbar. Abbildung 3.36 zeigt das Gefüge nahe der Schmelzgrenze vor und nach der Wärmebehandlung.



**Abbildung 3.36:** Bereich um die Schmelzgrenze vor (links) und nach dem Spannungsarmglühen (rechts)

### 3.6.2.4 Analyse des Schlibbildes einer spannungsarmgeglühten Probe nach dem Versuch

Abbildung 3.37 zeigt den Nahtbereich einer spannungsarmgeglühten Probe (V4-007) nach dem Versuch, bei der nach dem 1. Anriss im Grundwerkstoff auch ein Riss an der Nahtkerbe aufgetreten ist.



**Abbildung 3.37:** Schlibbild des Nahtbereichs einer spannungsarmgeglühten Probe nach dem Versuch (V4-007); Gefüge im Bereich des Risses (rechts)

Eine gleiche Farbgebung weist auf eine gleiche Orientierung der Kornstruktur hin. Die farbliche Ansammlung brauner Kristallite in der Mitte des Nahtbereichs deutet darauf hin, dass sich das Mikrogefüge durch die einachsige Belastung in die gleiche Richtung ausgerichtet hat. Dies ist besonders auffällig, da eine solch deutliche gleichgerichtete Kornorientierung bei der belasteten nicht spannungsarmgeglühten Probe nicht erkennbar war.

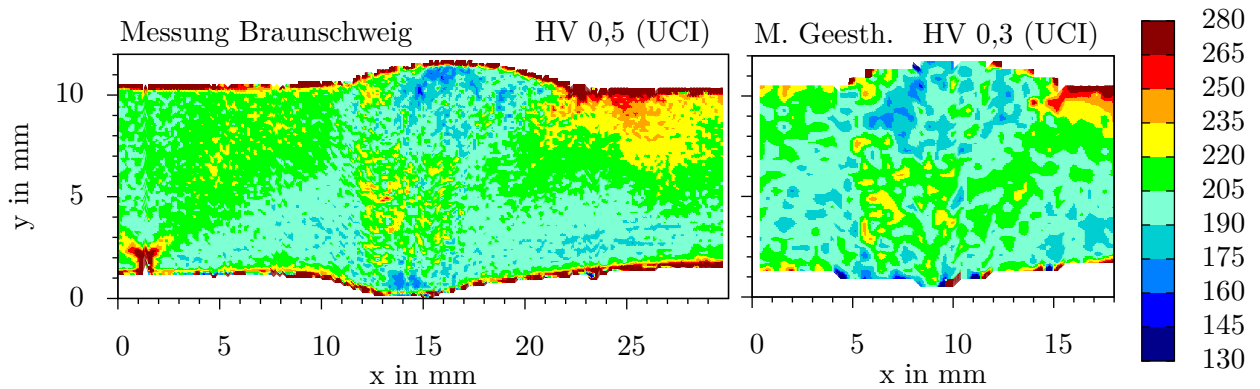
Das Gefüge um den Riss ist in der Abbildung rechts vergrößert dargestellt. Genau wie bei der Probe ohne vorherige Wärmebehandlung startete der Riss (an der Nahtkerbe) an der Stelle stärkster Krümmung und nicht an in der Mikrostruktur erkennbaren metallurgischen Grenzen.

## 3.7 Härtemessungen

An Schliffen des Nahtbereichs mehrerer Proben wurden Härtemessungen durchgeführt. Die Messungen wurden vollflächig vorgenommen, um Zonen unterschiedlicher Härte sichtbar zu machen. Die Präparation der Schliffe erfolgte analog zur Präparation der Schlibbilder wie in Abschnitt 3.6.1 beschrieben – nur ohne Anätzen der Oberfläche – und wurde auch hier wieder am Fachgebiet *Physikalische Metallkunde (PhM)* der TU Darmstadt vorgenommen.

Die Härtemessungen wurden am *Institut für Füge- und Schweißtechnik (ifs)* der TU Braunschweig und am *Institut für Werkstoffforschung des Helmholtz-Zentrums Geesthacht* durchgeführt. Grund für die Vergabe an zwei verschiedene Institute war, dass das Härtemessgerät in Braunschweig zum Zeitpunkt der Untersuchung weiterer Schliffe nicht zur Verfügung stand. In beiden Fällen erfolgten Vickers-Härtemessungen nach dem UCI-Verfahren (Abschnitt 3.7.1), das automatisiert eingesetzt werden kann und damit Messungen an einer Vielzahl von Messpunkten – in einem feinen Raster über eine größere Fläche verteilt – erst sinnvoll ermöglicht. Bei den Braunschweiger Messungen betrug der Abstand der Messpunkte  $d = 0,15 \text{ mm}$ , die Prüfkraft betrug  $F = 4,905 \text{ N}$  (HV 0,5). In Geesthacht konnten die Messungen nicht wie vorgesehen mit dem gleichen Messabstand und der gleichen Lasthöhe durchgeführt werden. Hier betrug der Messabstand  $d = 0,4 \text{ mm}$  (bzw. bei einer Probe  $d = 0,3 \text{ mm}$ ), die Prüfkraft betrug  $F = 2,943 \text{ N}$  (HV 0,3). Um den Einfluss dieser Unterschiede in der Messung beurteilen zu können, wurde eine bereits in Braunschweig untersuchte Probe zur vergleichenden Messung auch nach Geesthacht gegeben. In Abbildung 3.38 sind die Ergebnisse der beiden Messungen dokumentiert. Außer einer

geringeren Auflösung der Geesthachter Messung im Vergleich mit der Braunschweiger Messung, die auf den größeren Messabstand zurückzuführen ist, lassen sich keine Unterschiede feststellen, die die Aussagekraft der in Abschnitt 3.7.2 durchgeführten Vergleiche in Frage stellen würden. Die extrem hohen Werte am Probenrand bei der Braunschweiger Messung und vereinzelt auch bei der Geesthachter Messung sind sogenannte Artefakte und somit als unrealistisch anzusehen. Sie sind darauf zurückzuführen, dass die Messpunkte bei der automatisierten Messung zu nah an den Rand gesetzt wurden.

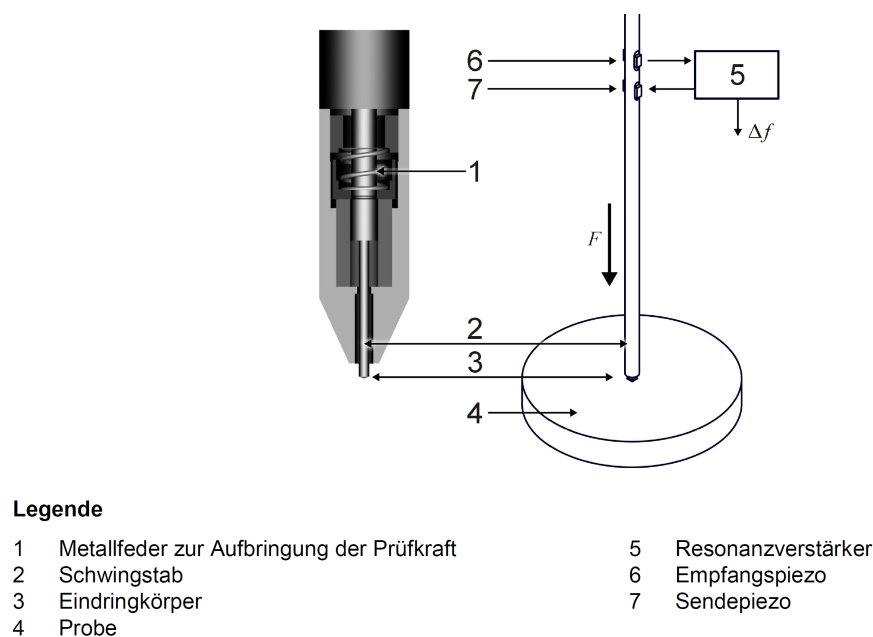


**Abbildung 3.38:** Kontrollhärtemessungen zur Überprüfung der Vergleichbarkeit der Geesthachter Messungen (hier: Abstand Messpunkte  $d=0,4\text{ mm}$ ) mit den Braunschweiger Messungen (Abstand Messpunkte  $d=0,15\text{ mm}$ )

Die aus Braunschweig und Geesthacht erhaltenen, mittels UCI-Verfahren bestimmten Messwerte konnten durch vereinzelte Standard-Vickers-Härtemessungen bestätigt werden.

### 3.7.1 Das UCI-Verfahren

Das Ultrasonic Contact Impedance-Verfahren – kurz: UCI-Verfahren – ist ein in DIN 50159-1 [27] genormtes Härteprüfverfahren. Beim UCI-Verfahren wird ein Stab, an dessen Ende ein Vickers-Diamant befestigt ist, in Längsrichtung zu Schwingungen im Ultraschallfrequenzbereich angeregt (Abbildung 3.39). Der schwingende Stab wird über eine Feder mit der Prüfkraft  $F$  in



**Abbildung 3.39:** Schematischer Aufbau einer UCI-Sonde [27]

den zu prüfenden Werkstoff gedrückt. Durch den Kontakt des Stabes mit dem Prüfkörper kommt es zur Dämpfung der Schwingung und damit auch zur Änderung der Resonanzfrequenz. Diese Resonanzfrequenzverschiebung  $\Delta f$  steht in Korrelation mit konventionell ermittelten Vickers-Härten. Sie ist abhängig von der Größe der Kontaktfläche, der Prüfkraft sowie dem effektiven Elastizitätsmodul  $E_{\text{eff}}$  (aus den E-Moduln des Eindringkörpers und der Probe). Die Berücksichtigung der Kontaktfläche anstatt der Diagonalen des Eindrucks erhöht die Genauigkeit der Messung. Die Abhängigkeit von Prüfkraft und effektivem E-Modul erfordert eine Kalibrierung in einem Werkstoff mit bekannter Härte (zum Beispiel im Grundwerkstoff anhand von konventionellen Vickers-Härtemessungen), wobei beide Parameter in Kalibrier- und Hauptmessung als übereinstimmend und im gesamten zu prüfenden Bereich als konstant vorausgesetzt werden.

### 3.7.2 Ergebnisse der Härtemessungen

Den vorgenommenen Messungen liegen folgende Fragestellungen zugrunde, die in diesem Abschnitt beantwortet werden sollen:

- a) Liegt im Ausgangszustand, d.h. vor dem Versuch, eine vergleichbare Härteverteilung im Nahtbereich der Proben verschiedener Serien vor? Welche Auswirkungen haben die Unterschiede in den Schweißungen?

⇒ Vergleich der Messergebnisse aus Serie V1, V2, V4, V5

- b) Welche Auswirkung hat das Spannungsarmglühen auf die Härteverteilung im Ausgangszustand? Wird ein Effekt reduzierter Eigenspannungen sichtbar?

⇒ Probe aus Serie V1 im Vergleich vor und nach dem Spannungsarmglühen

- c) Wie ändert sich die Härteverteilung nach mehreren Schwingspielen bei einer ungeglühten Probe und bei einer spannungsarmgeglühten Probe?

⇒ Vergleich verschiedener Proben aus der gleichen Serie (V4) im Ausgangszustand und nach einigen Schwingspielen – ungeglüht und spannungsarmgeglüht

- d) Wie sieht die Härteverteilung am Ende des Versuchs aus?

⇒ Messung an zwei Proben nach dem Versuch, Vergleich der Auswirkung hoher und niedriger Dehnungsamplituden

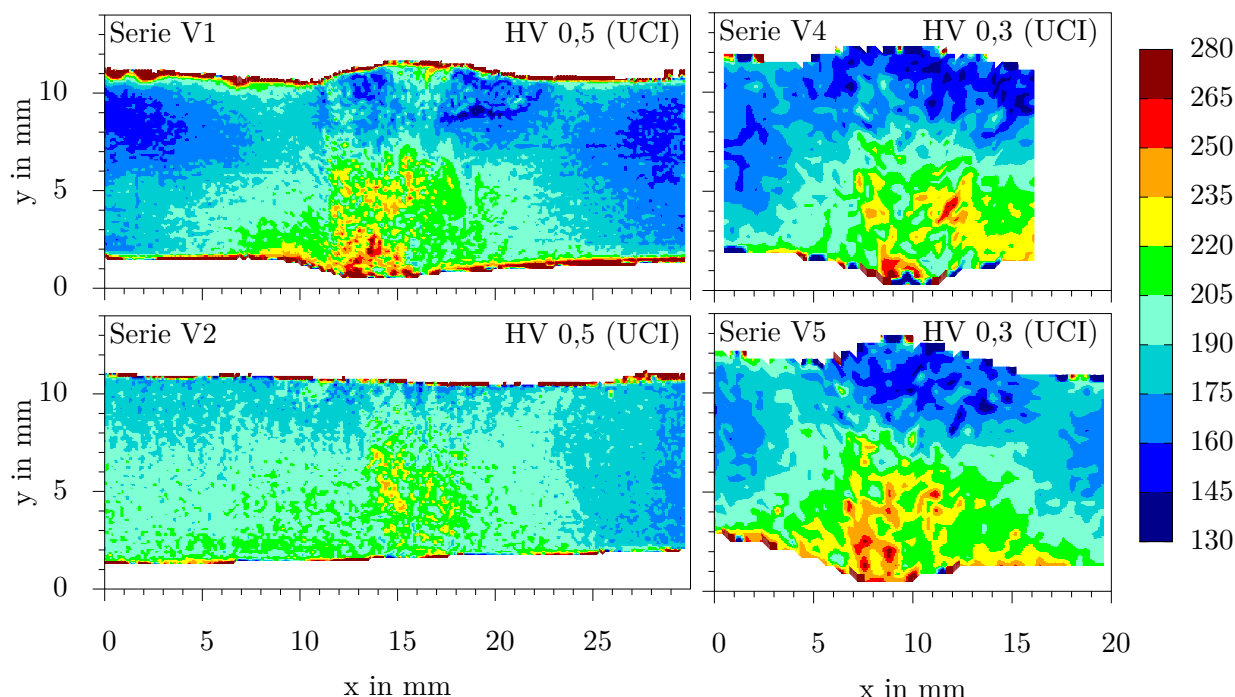
#### 3.7.2.1 Ergebnisse der Härtemessungen – a) Ausgangszustand

In Abbildung 3.40 sind die Härteverteilungen von vier Proben aus verschiedenen Serien, d.h. mit leicht unterschiedlich ausgeführten Schweißungen dargestellt – vgl. Abschnitt 3.1.2.

Aussagen über die Auswirkungen einzelner der Nahtausführung betreffender Parameter – wie die Verwendung von Zusatzwerkstoff in der Wurzellage, Schweiß- und Drahtgeschwindigkeit, Stromstärke bzw. -art, Anzahl der Lagen, Abstand der Rohre etc. – auf die Härte sind schwer zu treffen, da sich von Serie zu Serie mehrere Parameter gleichzeitig ändern und diese deshalb nicht voneinander getrennt betrachtet und systematisch untersucht werden können; zudem liegen beispielsweise im Hinblick auf die bearbeiteten Proben zu wenige Messungen vor. Es können aber grobe Gemeinsamkeiten und Besonderheiten festgestellt werden.

Besonders auffällig ist, dass sich die Härtezonen nicht in Schweißgut, Wärmeeinflusszone und Grundwerkstoff einteilen lassen; sie weisen keine Übereinstimmung mit den in Abschnitt 3.6.2 analysierten Schliffbildern auf. Die Härte nimmt vielmehr ausgehend von der Nahtwurzel zur Decklage hin sowie in in Richtung Grundwerkstoff ab. Dies ist allen vier untersuchten Proben gemeinsam.





**Abbildung 3.40:** Härteverteilung im Ausgangszustand (unbelastet). Messungen aus Braunschweig ( $d=0,15$  mm) links, Messungen aus Geesthacht ( $d=0,4$  mm) rechts

Besonders deutliche Gemeinsamkeiten weisen die unbearbeiteten Proben auf, bei denen die Härte von der Wurzel ausgehend radial bis zur Härte des Grundwerkstoffs abnimmt. Die Schweißnaht der Serie V1 wurde als einzige der vier hier verglichenen Nähte in 10 Lagen geschweißt (anstatt in 9 Lagen), sodass die lokal erhöhte Härte im Bereich der Decklage möglicherweise darauf zurückzuführen ist.

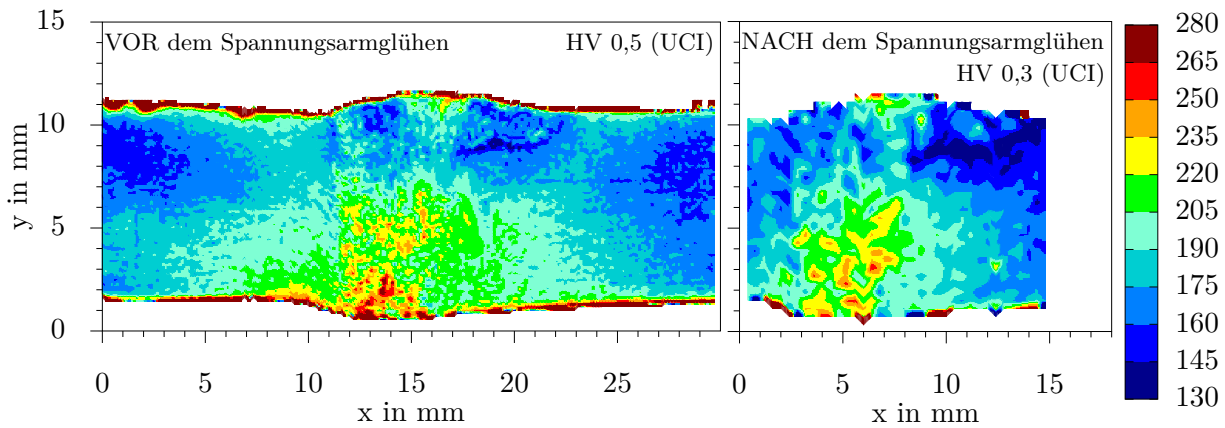
Weiterhin ist festzustellen, dass die beschliffene Probe die Inhomogenität in der Naht – von hoher zu niedriger Härte – nicht mehr in dem Maß aufweist, wie sie bei den unbearbeiteten Nähten beobachtet wird. Dies liegt zum Teil daran, dass die Lagen mit den Härte-Extremen abgetragen wurden; allerdings sind auch im Nahtinneren weniger starke Unterschiede zu verzeichnen.

### 3.7.2.2 Ergebnisse der Härtemessungen – b) Auswirkungen des Spannungsarmglühens

Zur Beurteilung der Auswirkungen des Spannungsarmglühens auf die Härteverteilung wurde dieselbe bereits in Abschnitt 3.7.2.1 untersuchte (unbelastete) Probe aus Serie V1 spannungsarmgeglüht (wie in Abschnitt 3.5 beschrieben) und einer erneuten Härtemessung unterzogen. In Abbildung 3.41 sind beide Härteverteilungen einander gegenübergestellt.

In den Bereichen links und rechts um die Nahtwurzel wurden nach dem Spannungsarmglühen reduzierte Härten gegenüber dem vorigen Zustand gemessen. Im Bereich der Decklagen und im Grundwerkstoff sind die Härten nahezu unverändert. Ähnliche Beobachtungen wurden auch in Braunschweig an einer geschweißten Längssteife gemacht, die in [116] dokumentiert sind. An der Längssteife wurden ebenfalls deutliche Härtereduktionen festgestellt – insbesondere in Bereichen die zuvor die höchsten Härten aufgewiesen hatten; die Härte des Grundwerkstoffs blieb hingegen unverändert.

Ein Zusammenhang zu den Eigenspannungen – wie ihn Gibmeier [38] beschreibt (siehe auch Abschnitt 5.1.1.1) – lässt sich hier nur schwer feststellen. Denn in Nahtmitte, wo Messwerte verfügbar sind und Eigenspannungen gemessen wurden (siehe Abbildung 3.28), werden kaum Veränderungen beobachtet. Ob in den Bereichen um die Nahtwurzel Eigenspannungen als Erklärung für die starke Härteänderung dienen können, bleibt fraglich.

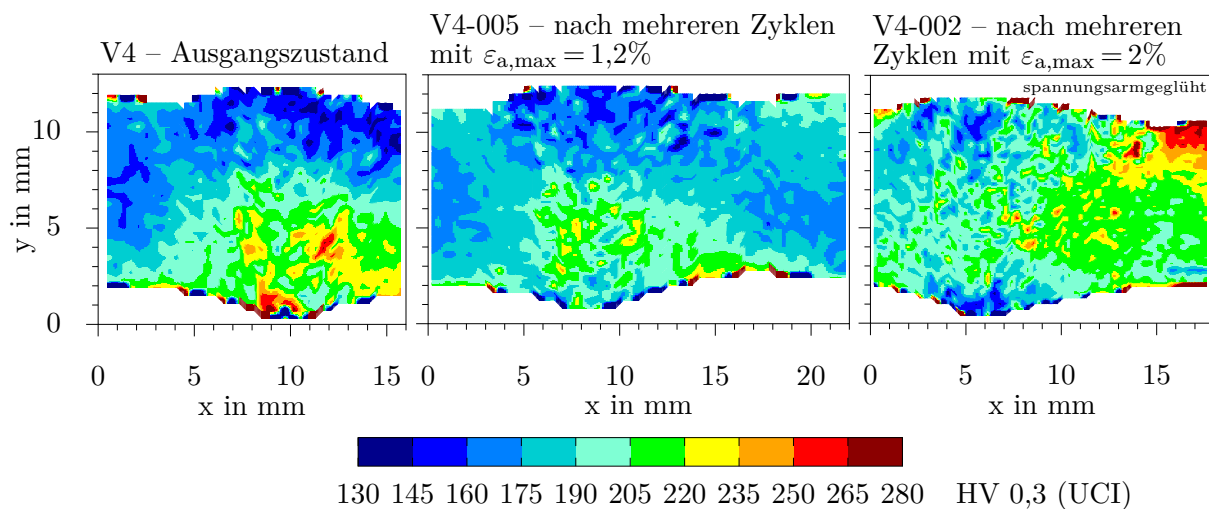


**Abbildung 3.41:** (Unbelastete) Probe aus Serie V1 vor und nach dem Spannungsarmglühen, Braunschweiger Messung links ( $d=0,15$  mm) und Geesthachter Messung rechts ( $d=0,4$  mm)

### 3.7.2.3 Ergebnisse der Härtemessungen – c) Auswirkungen vorangegangener zyklischer Beanspruchungen

Um Veränderungen im Werkstoff hinsichtlich der Härteverteilung nach Belastung durch mehrere Schwingspiele feststellen zu können, wurde der Nahtbereich zwei weiterer unter elastisch-plastischen Dehnungsamplituden beanspruchter Proben Härtemessungen unterzogen. Für einen sinnvollen Vorher-Nachher-Vergleich werden Proben aus derselben Probenserie gewählt, da innerhalb einer Serie von gleichem Ausgangszustand ausgegangen wird. Für die „Zwischenstands“-Härtemessungen konnten die Proben V4-005 (ungeglüht) und Probe V4-002 (spannungsarmgeglüht) verwendet werden, die mehrstufig belastet wurden und nicht für Lebensdaueruntersuchungen vorgesehen waren. Die Lastfolgen können in Abbildung 3.45 eingesehen werden. Die Härtemessungen wurden nach Beendigung des Versuchs in einem anrissfreien Zustand durchgeführt.

Es sind deutliche Änderungen in der Härteverteilung gegenüber dem Ausgangszustand zu verzeichnen (Abbildung 3.42). Bei Probe V4-002 ist die Veränderung besonders stark. Dies wird auf die besonders hohe Beanspruchung zurückgeführt. Der Einfluss des Spannungsarmglühens



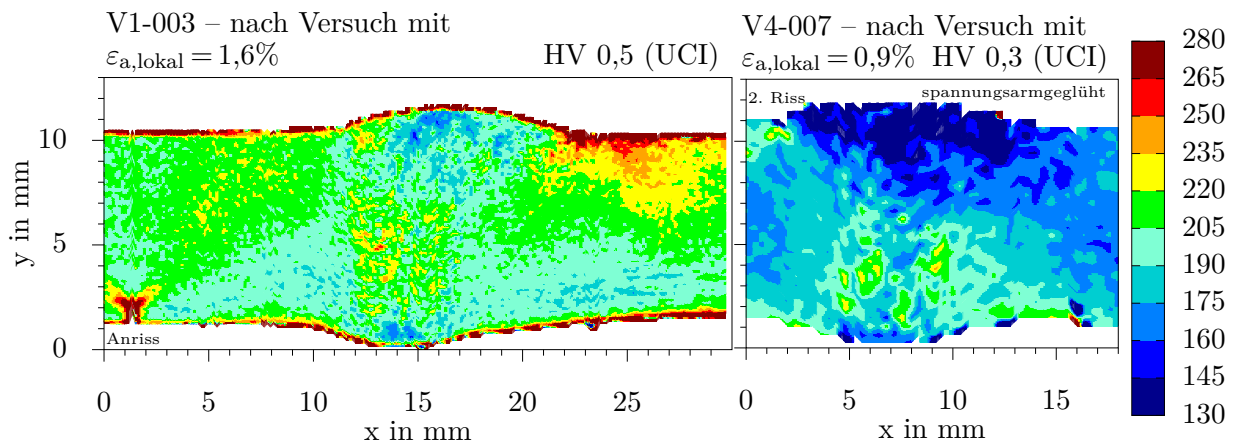
**Abbildung 3.42:** Proben der Serie V4 im Ausgangszustand (links), nach mehreren Zyklen mit elastisch-plastischen Dehnungsamplituden – lokal bis zu  $\varepsilon_{a,max} = 1,2\%$  (Mitte), spannungsarmgeglüht nach mehreren Zyklen mit elastisch-plastischen Dehnungsamplituden – lokal bis zu  $\varepsilon_{a,max} = 2\%$  (rechts); Geesthachter Messungen mit  $d=0,4$  mm

wird hingegen als vernachlässigbar angesehen, da auch bei der ungeglühten Probe nach elastisch-plastischer Beanspruchung eine Umlagerung der Eigenspannungen erfolgen konnte. So zeigt auch eine ungeglühte Probe nach hoher Beanspruchung eine Härteverteilung, die sehr große Ähnlichkeiten mit der vorliegenden (V4-002) aufweist (siehe Abbildung 3.43, links).

Es fällt zudem auf, dass an der Wurzellage, wo im Ausgangszustand die höchsten Härten gemessen wurden, nach Beanspruchung deutlich geringere (bei V4-002 sogar die geringsten) Härten vorliegen. Nach Kenntnis der Dehnungsverteilung (siehe Abschnitt 3.9) kann beobachtet werden, dass Bereiche, die geringen zyklischen Beanspruchungen unterliegen, mit der Zeit geringere Härten aufweisen und Bereiche hoher zyklischer Beanspruchung aufhärten.

### 3.7.2.4 Ergebnisse der Härtemessungen – d) Härteverteilung nach dem Versuch

Die Härtemessungen nach dem Versuch wurden an einer Probe aus der Serie V1 und einer Probe aus der Serie V4 durchgeführt, die einstufig auf unterschiedlichen Beanspruchungsniveaus getestet wurden. Bei Probe V1-003 betrug die maximale lokale (konstante) Dehnungsamplitude  $\varepsilon_{a, \text{lokal}} = 1,6\%$ ; bei Probe V4-007 war  $\varepsilon_{a, \text{lokal}} = 0,9\%$ . Die Probe V4-007 war vor dem Versuch spannungsarmgeglüht worden. Die Härteverteilungen sind in Abbildung 3.43 dargestellt.



**Abbildung 3.43:** Proben nach dem Versuch – einstufig getestet auf unterschiedlichem Beanspruchungsniveau

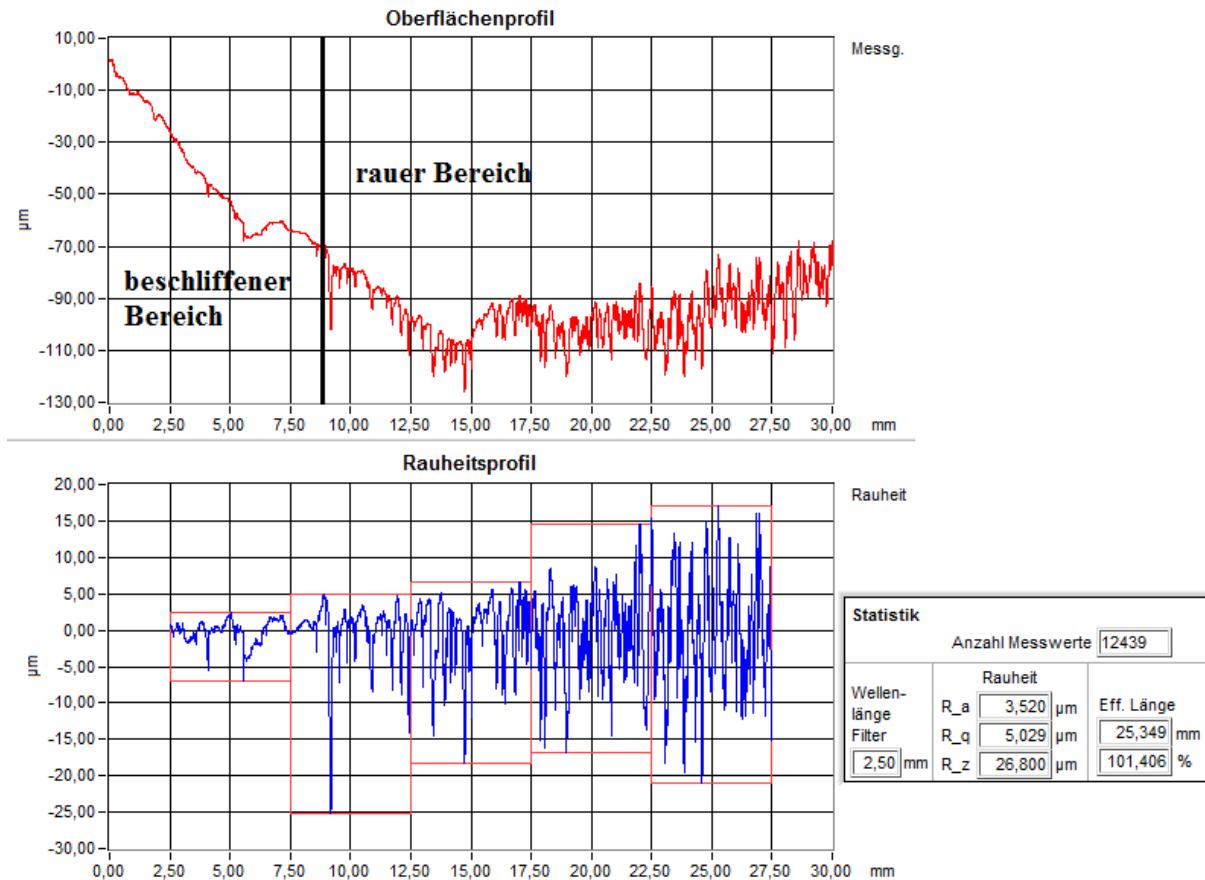
Der Anriss bei Probe V1-003 im Grundwerkstoff ist deutlich zu erkennen, aber auch der als Zweiter an der Nahtkerbe aufgetretene Riss in Probe V4-007 macht sich in der Härteverteilung bemerkbar. Die Veränderung der Härteverteilung gegenüber dem Ausgangszustand ist stark abhängig vom Beanspruchungsniveau, wie bereits im vorigen Abschnitt festgestellt wurde. Auch hier fällt auf, dass das Spannungsarmglühen auf die Härteverteilung nach Beanspruchung nahezu keine Auswirkung hat.

## 3.8 Messungen der Oberflächenrauigkeit

Die Oberflächenrauigkeit der Proben hat einen signifikanten Einfluss auf deren Lebensdauer – wie sich später noch zeigen wird. So traten Anriss und Bruch der Proben mit nachbearbeiteter Naht (aus Serie V2)<sup>4</sup> meist außerhalb des beschliffenen Bereichs trotz größerer Querschnittfläche (im Verjüngungsbereich) auf (vgl. Abbildungen 3.24 und 3.25). Um den Einfluss der Rauigkeit quantifizierbar zu machen, wurden Rauigkeitsmessungen im beschliffenen und im unbeschliffenen Bereich der Oberfläche durchgeführt. Die Rauheiten  $R_a$  und  $R_q$  sowie die Rautiefen  $R_z$  und  $R_t$  wurden gemäß DIN EN ISO 4287 [32] bestimmt.

<sup>4</sup>In Serie V3 wurde aus genau diesem Grund die gesamte Oberfläche mit dem Ziel einheitlicher Oberflächenbeschaffenheit nachbearbeitet.

In Abbildung 3.44 ist exemplarisch das Oberflächen- und das Rauheitsprofil einer Probe mit bearbeiteter Naht dargestellt (beschliffene Oberfläche nur im Nahtbereich).



**Abbildung 3.44:** Oberflächenrauigkeit im beschliffenen Bereich (links) sowie im unbeschliffenen, rauen Bereich (rechts)

Die in Abbildung 3.44 angegebenen Werte beziehen sich auf das dargestellte Rauheitsprofil, das zum Vergleich einen beschliffenen und einen rauen Bereich beinhaltet. In einer weiteren Messung, die ausschließlich im rauen Bereich durchgeführt wurde, ergaben sich folgende Werte:

$$R_a = 5,9 \mu\text{m} \quad R_q = 7,2 \mu\text{m} \quad R_z = 28,6 \mu\text{m}$$

Am *Institut für Werkstoffkunde* wurden an den Rohren ebenfalls Messungen durchgeführt, die in Bosch et al. [10] dokumentiert sind. Dort wies die Messung mit den höchsten Rauheitskennwerten folgende Ergebnisse aus:

$$R_a = 6,4 \mu\text{m} \quad R_z = 42,5 \mu\text{m} \quad R_t = 61 \mu\text{m}$$

Für den beschliffenen Bereich werden in [10] folgende Ergebnisse angegeben:

$$R_a = 1,4 \mu\text{m} \quad R_z = 11 \mu\text{m} \quad R_t = 18 \mu\text{m}$$

### 3.9 Optische Dehnungsmessungen – Schwingversuche Teil II

Die Schwingversuche Teil I wurden im Rahmen eines Industrie-Projektes durchgeführt und mussten abgeschlossen werden lange bevor das im Folgenden verwendete 3D-Bildkorrelations-System zur Durchführung optischer Dehnungsmessungen zur Verfügung stand. Es war jedoch bereits damals klar, dass der Einfluss der Werkstoffinhomogenität fundiert nur mithilfe solcher Messungen untersucht werden kann. Jegliche simulative Berücksichtigung der Werkstoffinhomogenität



bleibt Spekulation, solange das erzielte Ergebnis nicht anhand realer Dehnungsfelder validiert werden kann.

Aus diesem Grund wurden bereits zu Zeiten der Schwingversuche Teil I Auswertungen an einer einzelnen Probe mit kurzzeitig geliehener 2D-Bildkorrelations-Software des Fachgebietes *Werkstoffe im Bauwesen* gemacht, wobei die Bilder mit herkömmlicher Kompaktkamera aufgenommen werden mussten. Qualitative Ergebnisse für diese Probe (aus Serie V1) werden in Abschnitt 3.9.7 gezeigt.

Die nachfolgenden Untersuchungen mussten an neuen Proben durchgeführt werden (Serie V3 und V4). Das Rohmaterial für die neuen Proben in Form von Rohrabschnitten wurde freundlicherweise vom *Institut für Werkstoffkunde (IfW)* aus den Reserven des im Rahmen des Forschungsprojektes IFG-Nr. 17457 N [10] untersuchten Materials zur Verfügung gestellt.

### 3.9.1 Versuchsprogramm

Im Sinne der Vergleichbarkeit mit vorigen Ergebnissen wurden die Proben mit gleicher Geometrie wie die der Serien V1 und V2 (gemäß technischer Zeichnung, Abschnitt 3.1.4) gefertigt. Geplant war, auch die Art der Versuchsdurchführung – wie in Abschnitt 3.4.1 beschrieben – für die neuen Proben zu übernehmen, um auf Basis der Erfahrungswerte (einzustellendes Dehnungsniveau) gezielt ein Versagen im Grundwerkstoff erzeugen zu können, da dieses als Charakteristikum im Kurzzeitfestigkeitsbereich besonders untersuchenswert erscheint. Das R-Verhältnis  $R_{\epsilon} = -1$  wurde mit Ausnahme einer Probe beibehalten.

Der Wegaufnehmer konnte hier jedoch nicht, wie bei vorigen Versuchen, mit Gummibändern um die Probe herum befestigt werden, die durch Erhöhen des Anpressdruck einen festen Halt auf der Oberfläche gewährleisten; die Bänder hätten sonst die Querschnittsfläche verdeckt, die für die optische Dehnungsmessung genutzt wird. So musste der Wegaufnehmer individuell um wenige Millimeter verschoben werden, bis eine rutschfeste Position auf der Probe erreicht war. Besonders problematisch waren in dieser Hinsicht die Proben mit beschliffener Naht. Aufgrund von Rutschproblemen, Problemen bei der Regulierung des Dehnungsniveaus infolge der neuen Geber-Position verbunden mit dem Ausknicken der Probe, Fehlern bei der Fertigung und einem Bindefehler in der Naht konnte nur eine von acht nachbearbeiteten Proben (V3-008) für die Lebensdaueruntersuchungen verwertet werden; zwei weitere dieser Proben konnten aber noch zur Bestimmung typischer Dehnungsfelder nachbearbeiteter Proben genutzt werden.

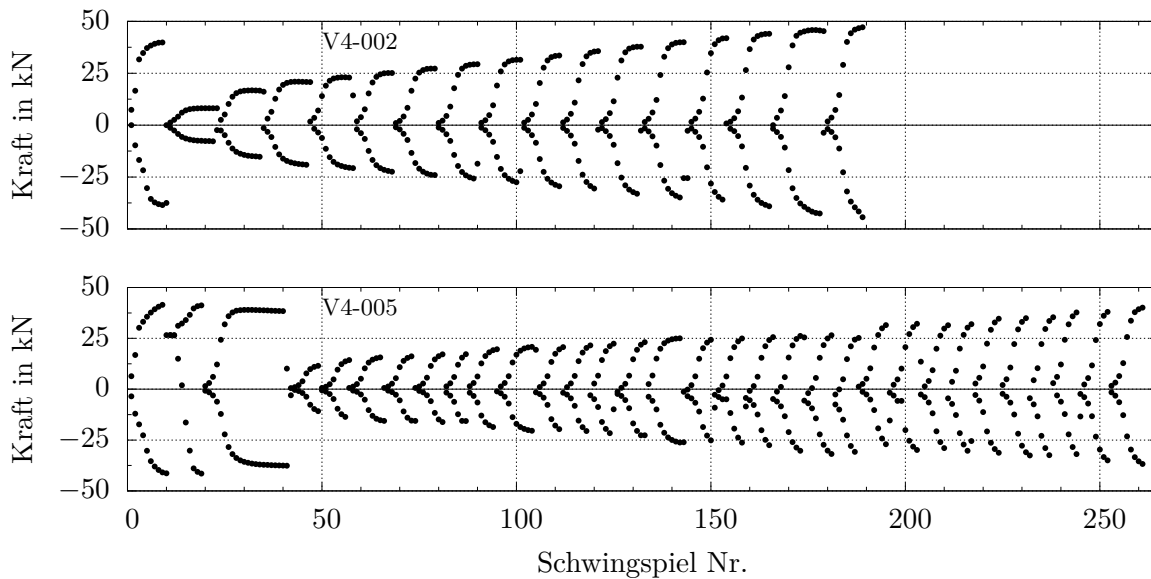
Die Auswertbarkeit der Ergebnisse ist durch die individuelle Geber-Position im Übrigen in keinsten Weise beeinträchtigt, da alle Randbedingungen gegeben sind, die für das Nachvollziehen des Werkstoffverhaltens erforderlich sind.

Von den sieben unbearbeiteten Proben (Serie V4) wurden zwei für Mehrstufenversuche genutzt und fünf für Lebensdauerversuche, wovon nur einer unbrauchbar war. Probe V4-002 (Mehrstufenversuch) und Probe V4-007 (Einstufenversuch) wurden vor dem Versuch spannungsarmgeglüht. Bedingt durch die geringe Anzahl an verfügbaren Proben waren die Mehrstufenversuche ursprünglich vorgesehen, um auf deren Basis zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurven – ähnlich wie beim Incremental-Step-Test (IST) – bestimmen zu können. Eine IST-Lastfolge war dabei aber nicht von Interesse<sup>5</sup>, sondern lediglich Ergebnisse auf unterschiedlichen Dehnungsniveaus; die Dehnungen wurden individuell geregelt. Die aufgebrachten Lastfolgen sind in Abbildung 3.45 dokumentiert.

Nachdem es auch bei Probe V3-008 nach den ersten acht Schwingspielen zunächst zu Problemen gekommen war (wie oben beschrieben)<sup>6</sup>, wurde der Versuch kraftgesteuert fortgesetzt. Um ein Ausknicken der Probe zu vermeiden, wurde außerdem das R-Verhältnis geändert und die Beanspruchung in Richtung Zugbereich verlagert. Die Kraftumkehrpunkte und das Kraftverhältnis

<sup>5</sup>Ein IST sollte aus Gründen, die in Abschnitt 5.1.2 beschrieben werden, sogar vermieden werden.

<sup>6</sup>Bei den letzten fünf der acht weggeregelten Schwingspiele betrug die Kraftamplitude  $F_a \approx 39 \text{ kN}$  bei einem Kraftverhältnis  $R_F \approx -1$ .



**Abbildung 3.45:** Lastfolgen der Mehrstufen-Versuche

wurden, wie folgt, gewählt:

$$F_u = -18 \text{ kN} / F_o = 38 \text{ kN} / R_F = -0,47 \text{ (nur Probe V3-008)}$$

Die Schädigung aus den ersten Schwingspielen wird im Hinblick auf die Lebensdauer als vernachlässigbar gesehen, ebenso wie der Mittelspannungseinfluss.

### 3.9.2 Digitale Bildkorrelation (DIC)

Die digitale Bildkorrelation (Digital Image Correlation, DIC) ist ein Verfahren zur berührungslosen Bestimmung von Verschiebungsfeldern auf Oberflächen. Da ein sogenanntes Speckle-Muster als Grundlage für die Korrelation dient, wird das Verfahren in manchen Literaturquellen auch als Image Pattern Correlation Technique (IPCT) bezeichnet. Dieses Muster wird auf der zu untersuchenden Oberfläche aufgebracht und in verschiedenen Deformationszuständen mit Digitalkamera(s) aufgenommen. Die Nachverfolgung, d.h. die Korrelation der Speckle mittels Software liefert das Verschiebungsfeld auf der Oberfläche. Aus Verschiebungsfeldern können Dehnungsfelder berechnet werden und, wenn die Zeit zwischen den Aufnahmen bekannt ist, auch Dehnraten. Der große Vorteil solcher Messmethoden besteht darin, dass sie ein vollständiges zweidimensionales Ergebnisfeld liefern.

Bei den Bildkorrelationsmethoden kann zwischen 2D- und 3D-Bildkorrelation unterschieden werden. Für die Verschiebungsmessung in einer Ebene genügt eine einzelne Digitalkamera. Es handelt sich dann um in-plane Messungen. Um genaue Messergebnisse auf gekrümmten Oberflächen zu erzielen, muss eine zweite Kamera verwendet werden. Analog zum menschlichen Sehvermögen kann der Raum erst durch die Betrachtung aus einem weiteren Blickwinkel erfasst werden.

### 3.9.3 Kalibrierung für die 3D-Bildkorrelation

Durch die Verwendung einer zweiten Kamera wird eine Kalibrierung des Messsystems zwingend erforderlich. Wie auch beim Scannen eines dreidimensionalen Körpers (vgl. Abschnitte 3.2.1 und 3.2.2) muss der Software zur eindeutigen Bestimmung der 3D-Koordinaten eines Speckles die Ausrichtung der Systemkomponenten im Raum bekannt sein. Die Kalibrierung, d.h. die räumliche Orientierung, erfolgt – wie bei der Scan-Software – über die bildliche Erfassung von

<sup>6</sup>speckle (engl.): Sprengel, Tupfen, Flecken

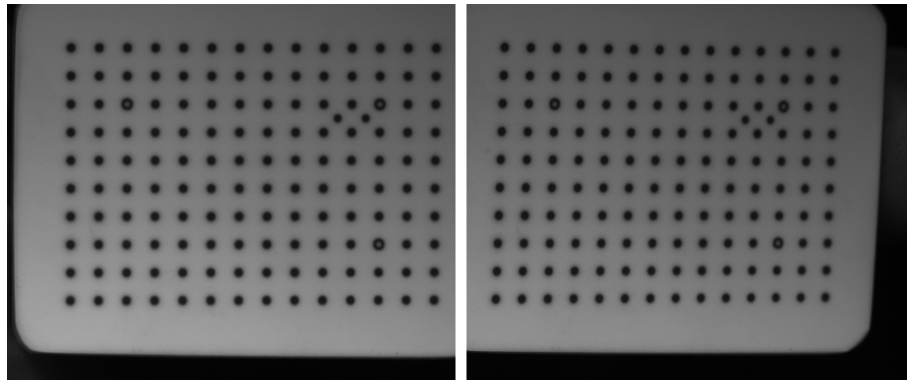


Abbildung 3.46: Kalibrierplatte aus dem Blickwinkel beider Kameras

Kalibriermarkierungen, deren Abstand zueinander bekannt ist. In diesem Fall wird dafür eine Kalibrierplatte mit entsprechenden Markierungen verwendet, die an der Stelle, an der sich später die Probe befindet, in verschiedenen räumlichen Positionen aufgenommen wird (Abbildung 3.46). Die Größe der Kalibrierplatte sollte der Größe der später zu erfassenden Oberfläche entsprechen. Über die bekannten Triangulationsgesetze können von der Software nun die Koordinaten im Raum bestimmt werden. Als Triangulationswinkel, also dem Winkel zwischen Kameras und Oberflächenpunkt, hat sich auch hier ein Winkel von ca.  $30^\circ$  als sinnvoll erwiesen; ein zu spitzer oder zu weiter Winkel kann Auswirkungen auf die Genauigkeit des Ergebnisses haben. Die Position der Kameras (dies betrifft auch den Arbeitsabstand) sowie die Objektive müssen so gewählt werden, dass der zu erfassende Bereich der Oberfläche in beiden Bildern mit ausreichender Schärfe zu sehen ist. Das Bild ist ausreichend scharf, wenn die Speckle pixelgenau im Bild zu erkennen sind.

### 3.9.4 Vorbereitung der Probe

Für die Bildkorrelation ist es wichtig, dass das Speckle-Muster auf der (Proben-)Oberfläche gut zu erkennen ist. Deshalb muss auf einen deutlichen Kontrast zwischen Speckles und restlicher Oberfläche geachtet werden. Außerdem müssen Reflexionen vermieden werden, die die Auswertung der Bilder an den betreffenden Stellen unmöglich machen.

Die Proben wurden deshalb mit dem gleichen Spray versehen, das auch bei den Scans zur Mattierung der Oberfläche erfolgreich eingesetzt wurde. Auf die Verwendung eines Lackes als Untergrund für das Speckle-Muster wurde bewusst verzichtet, da die Grundierung die Verformung der Probe mitmachen muss und dies bei einer Lackschicht in der Regel nicht der Fall ist. Bei einem Testversuch zeigten sich deutliche Risse in der Schicht. Für den Kontrast wurde das weiße Scanpray mit schwarzen Speckles kombiniert. Die Auftragung der Speckles erfolgte mit einem Airbrush-System, das eine zufällige, aber dennoch gleichmäßige Verteilung der Speckles ermöglicht. Die Zufallsanordnung der Speckles ist wichtig, damit das Speckle in seinem Umfeld von der Software im nächsten Bild eindeutig wiedererkannt werden kann. Bei Regelmäßigkeiten

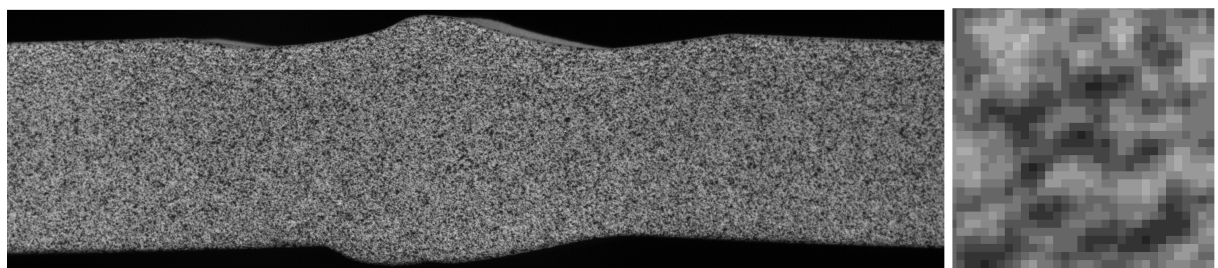


Abbildung 3.47: Probe mit Specklemuster; rechts: vergrößerter Ausschnitt des Specklemusters

im Muster ist eine klare räumliche Zuordnung nicht mehr möglich. In Abbildung 3.47 ist eine Probe mit Speckle-Muster dargestellt.

### 3.9.5 Versuchsaufbau und -durchführung (Schwingversuche Teil II)

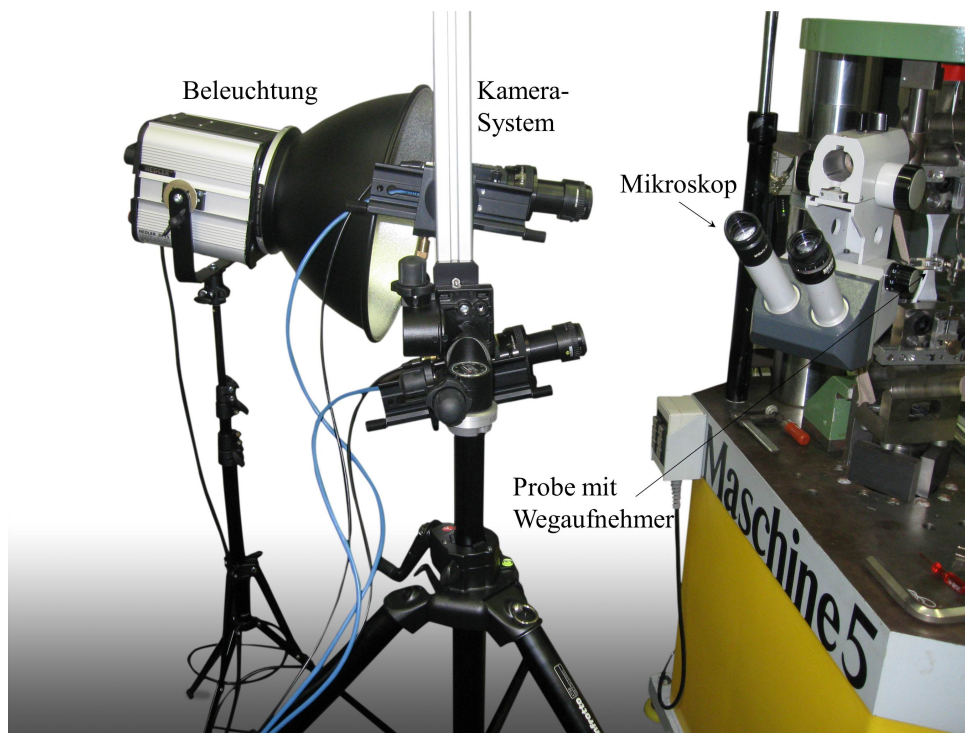
Die Versuche wurden wieder in derselben servohydraulischen Prüfmaschine durchgeführt, die auch für die Schwingversuche Teil I verwendet worden war. Abgesehen von den in Abschnitt 3.9.1 beschriebenen Änderungen entsprachen die Versuchsbedingungen denen aus Abschnitt 3.4.1. Für die optische Dehnungsmessung wurde ein 3D-Bildkorrelations-System der *isi-sys GmbH* verwendet; die zugehörige Software *VIC-3D* stammt von *Correlated Solutions*.

Das Kamerasystem wurde im Abstand von ca. 80 cm zur Probe aufgebaut (Abbildung 3.48). Um eine gute Ausleuchtung der Bilder zu gewährleisten, wurde eine zusätzliche Beleuchtungseinheit verwendet. Für die Aufnahmen wurden zwei 5-Megapixel-CCD-Kameras mit 80 mm-Objektiven verwendet.

Die Einstellungen wurden so vorgenommen, dass ein ca. 40 mm großer Bereich um die Naht erfasst werden kann. Bei einer Auflösung von 2448 Pixel über die Höhe kann damit ein sehr lokales Ergebnis erzielt werden.

Die Bildaufnahme erfolgte automatisiert. Um die Umkehrpunkte der Schwingspiele auch definitiv zu erfassen, wurden 100 Bilder je Schwingenspiel aufgenommen, was bei einer Regelung im Sinussignal völlig ausreichend ist.

Die Synchronisations-Einheit des Messsystems wurde mit der Prüfmaschine gekoppelt, damit die zum Zeitpunkt der Bildaufnahme aktuelle Kraft synchron dokumentiert und dem jeweiligen Bild zugeordnet werden kann.



**Abbildung 3.48:** Versuchsaufbau: Beleuchtung, Kamerasystem zur Digitalen Bildkorrelation, Mikroskop (zur Rissdetektion) sowie eingespannte Probe mit Speckle-Muster und angesetztem Wegaufnehmer

### 3.9.6 Berechnung der Dehnungen

Bilder des bereits erwähnten Specklemusters in verschiedenen Deformationszuständen stellen die Grundlage für die Berechnung der lokalen Dehnungen dar. Bei der Verwertung der Bilder wird implizit die Annahme getroffen, dass die Verformungen der realen Oberfläche in der Abbildung des Specklemusters enthalten ist. Dies setzt neben einer sachgemäßen Präparation der Proben (vgl. Abschnitt 3.9.4) auch die Verwendung hochwertiger optischer Messtechnik in Verbindung mit entsprechender Software voraus, die in der Lage ist (unvermeidbare) Fehlereinflüsse – wie optikbedingte Verzerrungen – zu korrigieren. Dies wird in der Arbeit als gegeben angesehen.

Anhand von Bildern in zwei Deformationszuständen werden für diskrete (virtuelle) Punkte zunächst Verschiebungen berechnet. Die Punkte sind in einem Raster über die Probe verteilt. Der Abstand der Rasterpunkte – später auch Messpunkte genannt – wird über die *step size* vom Anwender gesteuert (Abbildung 3.49). Hier wurde eine *step size* von 9 Pixeln gewählt, die bei einem Probenausschnitt von 30 bis 40 mm und 2448 Pixeln über die Bildhöhe ca. 0,1 bis 0,15 mm beträgt (bei nahezu ebener Oberfläche parallel zur Bildebene).

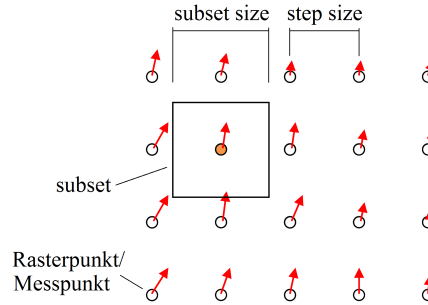


Abbildung 3.49: Raster für die Berechnung des Verschiebungsfeldes nach [21]

Die folgenden Grundlagen der Verschiebungsberechnung sind großteils Sutton [134] entnommen. Die Berechnung der Verschiebungen erfolgt auf Basis von *subsets*. Ein *subset* ist ein Feld aus  $n \times n$  Pixeln, dessen Mittelpunkt ein solcher Rasterpunkt ist. Um jeden Rasterpunkt wird also gedanklich ein *subset* gelegt. Jedem Pixel ist ein Grauwert zugeordnet (z.B. 0 (schwarz) bis 255 (weiß),  $2^8$  Werte bzw. 8-bit). Um die anschließende Korrelation subpixel-genau durchführen zu können, werden diskrete Grauwerte durch eine Funktion interpoliert (Abbildung 3.50).

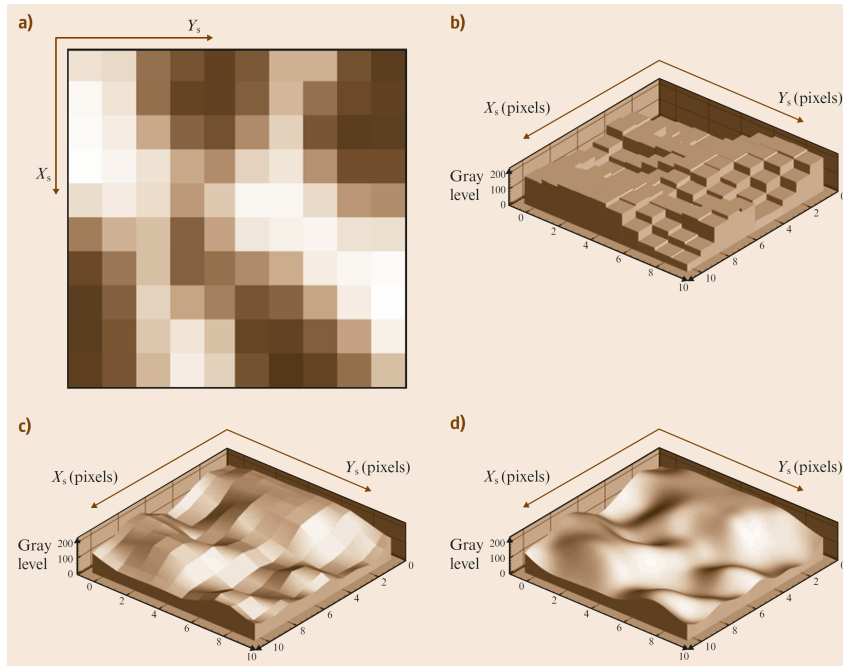
Für die Verschiebung des *subsets* wird ein linearer Ansatz gemacht:

$$\begin{aligned} u(\gamma_S, \eta_S) &\approx c_0 + c_1 \gamma_S + c_2 \eta_S \\ v(\gamma_S, \eta_S) &\approx c_3 + c_4 \gamma_S + c_5 \eta_S \end{aligned} \quad (3.1)$$

wobei  $c_0$  und  $c_3$  den Starrkörperverschiebungen entsprechen und  $\gamma_S$  als auch  $\eta_S$  das lokale Koordinatensystem des *subsets* mit Ursprung im Rasterpunkt beschreiben. Über diesen Ansatz lässt sich jeder beliebige Punkt des Referenz-*subsets* auf das verformte *subset* abbilden (Abbildung 3.51). Innerhalb eines *subsets* wird von konstanten Verschiebungsgradienten  $c_1$  und  $c_2$  ausgegangen, sodass sich das verformte *subset* in Form eines Parallelogramms darstellt. Damit diese Annahme zutreffend ist, muss die *subset size* geeignet gewählt werden – für den vorliegenden mit Inhomogenitäten behafteten Nahtbereich entsprechend klein.

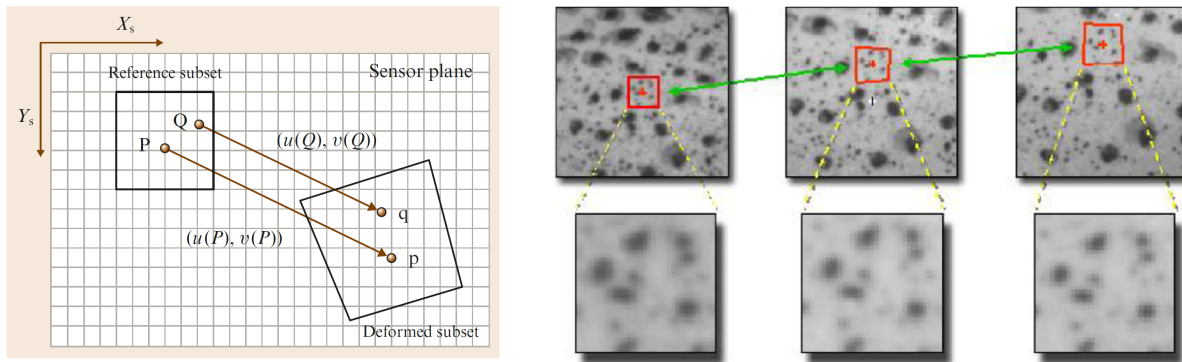
Die Koeffizienten  $c_1$  und  $c_2$ , die den verformten Zustand am besten abbilden, werden über die Bildkorrelation – genauer: durch Minimieren einer normalisierten Kreuz-Korrelations-Funktion<sup>7</sup>

<sup>7</sup>Sämtliche Details zur Bildkorrelation, die in der Software *Vic3D* implementiert ist, sind in Sutton et al. [132] ausführlich beschrieben. Weitere Informationen sind auf [correlatedsolutions.com/support](http://correlatedsolutions.com/support) > Knowledgebase zu finden.



**Abbildung 3.50:** Grauwertintensitäten in einem *subset*: a) diskrete Darstellung, b) diskrete 3-dimensionale Darstellung, c) bi-linear interpoliert, d) kubisch interpoliert [134]

– bestimmt. Bei der Optimierung wird hier die Levenberg-Marquardt-Methode eingesetzt. In der erwähnten Funktion wird die Verschiebung jedes einzelnen Pixels – sofern verwertbar<sup>8</sup> – gleich gewichtet berücksichtigt. Dies führt dazu, dass lokale Verschiebungen innerhalb eines zu groß gewählten *subsets* automatisch geglättet werden. Auf der anderen Seite führt die Wahl eines zu kleinen *subsets* zu einer verstärkten Abbildung des Messrauschens, welches sich aber nie ganz ausschließen lässt.



**Abbildung 3.51:** Lokale Verschiebungen in einem *subset* [134] (links) und Nachverfolgung eines *subsets* über das Specklemuster [21] (rechts)

Die *subset size* ist grundsätzlich unabhängig von der *step size*, sodass auch Überlappungen der *subsets* möglich oder vielmehr sogar erwünscht sind, da sie statistisch begründet zu einem rauschärmeren Ergebnis führen. Allerdings sollten *subset size* und *step size* in einem sinnvollen Verhältnis zueinander gewählt werden. So kann beispielsweise ein noch so feines Punkteraster

<sup>8</sup>Es ist sinnvoll den Mindestanteil an verwertbaren Pixeln innerhalb eines *subsets* auf 75 % zu setzen, da häufig ein Teil der Pixel durch Unschärfe, Reflexionen oder zu geringen Kontrast nicht richtig erkannt wird; so kann die Auswertung immer noch auf Basis der übrigen Pixel durchgeführt; ein kleinerer Prozentsatz ist wiederum nicht sinnvoll, da eine Auswertung mit wenigen Pixeln fehleranfällig ist. Ist der geforderte Mindestanteil nicht vorhanden, wird für dieses *subset* keine Verschiebung berechnet.

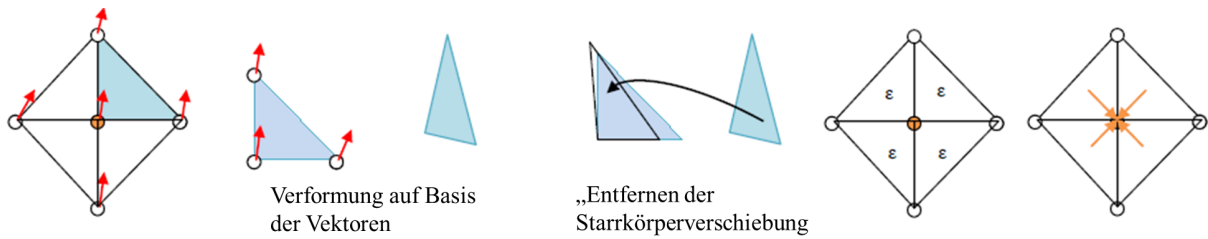


auch keine lokalen Ergebnisse liefern, wenn die *subset size* so groß gewählt wird, dass die Verformungen über weite Bereiche gemittelt werden; umgekehrt kann bei einer zu großen *step size* in Relation zur *subset size* nicht mehr die gesamte Fläche erfasst werden. Hier wurde eine *subset size* von 23 Pixeln in Kombination mit einer *step size* von 9 Pixeln gewählt.

Der für jedes *subset* berechnete Verschiebungsvektor mit den Verschiebungen in die drei Raumrichtungen wird dem *subset*-Mittelpunkt (Raster- bzw. Messpunkt) zugeordnet.

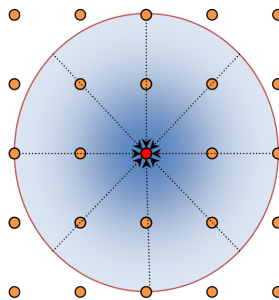
Für die Dehnungsberechnung wird das Rasterfeld zunächst in Dreiecke unterteilt, die sich entsprechend dem berechneten Verschiebungsfeld verformen (Abbildung 3.52). Für jedes Dreieck wird ein Dehnungstensor mit den Dehnungen auf der Oberfläche berechnet. Gewählt wurde hier der Dehnungstensor nach Hencky, der die logarithmischen Dehnungen beinhaltet. Die Dehnungen aus den am Rasterpunkt anliegenden Dreiecken werden gemittelt und diesem Punkt zugeordnet. [21]

Da Verschiebungen nur auf der Oberfläche beobachtet werden können – wenn auch in alle drei Raumrichtungen – können Dehnungen ins Bauteilinnere ( $\varepsilon_z$ ,  $\varepsilon_{xz}$ ,  $\varepsilon_{yz}$ ) nicht bestimmt werden. Die Dehnungen beziehen sich auf ein lokales Koordinaten-System im Rasterpunkt, das sich tangential an die Oberfläche anpasst. Jedes der Dreiecke wird dabei als planar angenommen; bei der Wahl der *step size* auf gekrümmten Oberflächen muss dies berücksichtigt werden.



**Abbildung 3.52:** Verformte Dreiecke als Grundlage für die Dehnungsberechnung [21]

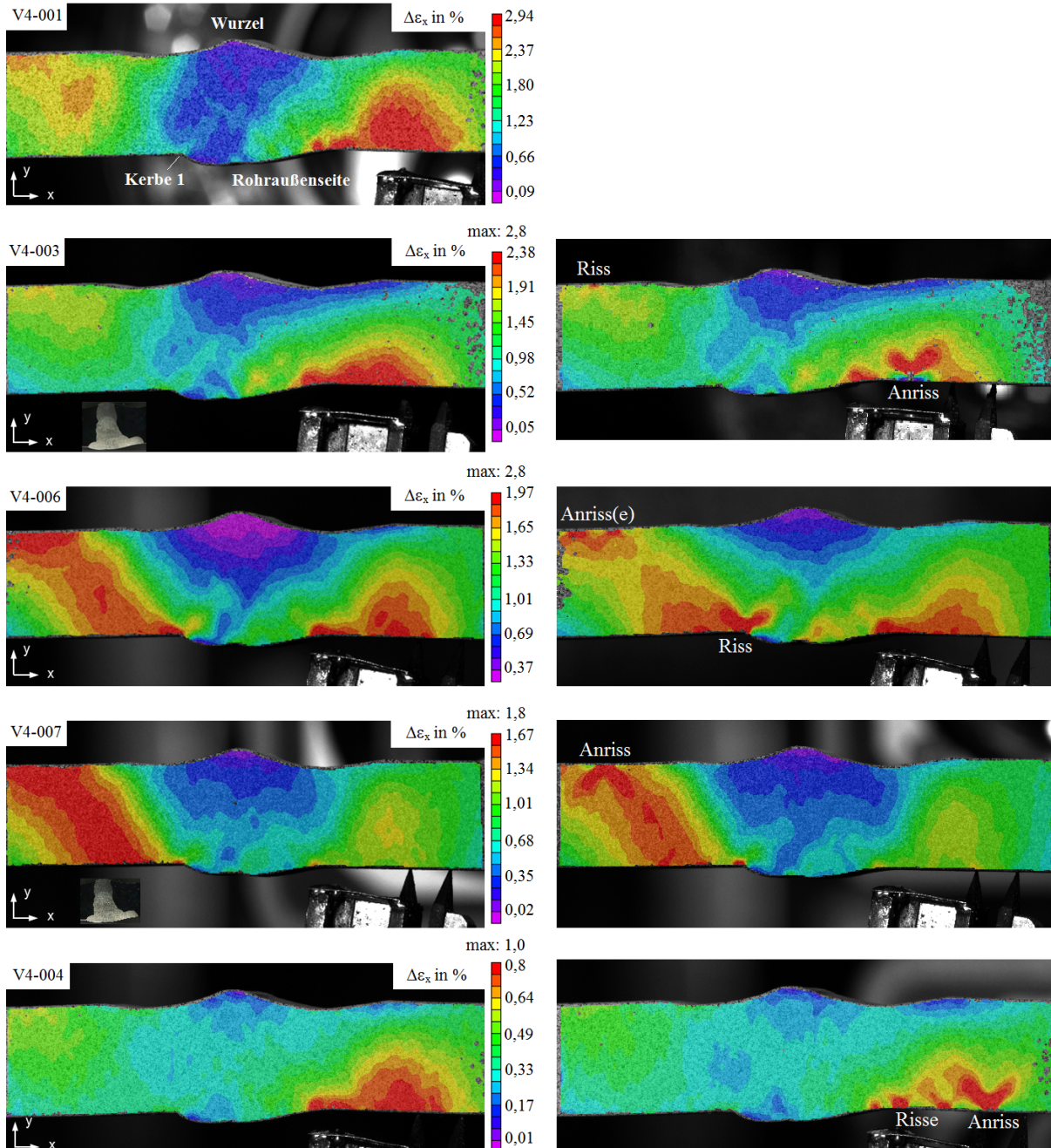
Die berechneten Dehnungen sind in der Regel immer noch rauschbehaftet und werden deshalb anschließend geglättet. In die Glättung eines einem Rasterpunkt zugeordneten Dehnungstensors werden alle weiteren Rasterpunkte einbezogen, die auf und innerhalb eines vorgegebenen Kreises liegen (Abbildung 3.53). Der Durchmesser des Kreises wird über die Filtergröße, die der Anwender vorgibt, gesteuert. In der Abbildung beträgt die Filtergröße 5 (5 Rasterpunkte über den Durchmesser), was den kleinstmöglichen, mindestens zu verwendenden Filter darstellt. Für die Auswertungen, der in dieser Arbeit untersuchten Daten, hat sich eine Filtergröße von 11 als sinnvoll erwiesen. Die Glättung erfolgt über einen Gauss-Filter, wobei die Daten des Mittelpunktes am stärksten gewichtet werden.



**Abbildung 3.53:** Einzugsbereich für die Filterung der Daten (hier mit Filtergröße 5) [21]

### 3.9.7 Ergebnisse der optischen Dehnungsmessungen

In den Abbildungen 3.54 und 3.55 sind die gemessenen Dehnungsschwingbreiten  $\Delta\epsilon_x$  in Probenlängsrichtung aus den verschiedenen Versuchen dargestellt – links: die Verteilung bei halber Anrisslebensdauer und rechts: die Verteilung nach dem Anriss.



**Abbildung 3.54:** Dehnungsschwingbreiten  $\Delta\epsilon_x$  (in Längsrichtung) der Proben aus Serie V4 (unbearbeitet) bei halber Anrisslebensdauer (links) und nach dem Anriss (rechts)

In Abbildung 3.54 sind alle Proben so positioniert, dass sich in der oberen Nahtüberhöhung die Wurzel befindet und die scharfe Kerbe (Kerbe 1, siehe Abschnitt 3.2.3) links von der sichtbaren Decklage liegt. Zur zusätzlichen Orientierung ist in den Bildern der Proben V4-003 und V4-007 der Makroschliff einer Probe aus Serie V4 mit entsprechender Ausrichtung abgebildet. In Abbildung 3.55 ist die Probe V3-008 gleich orientiert wie die Proben der Serie V4; bei den Proben V3-002 und V3-004 wurde die Messung auf der anderen Seite der Probe durchgeführt

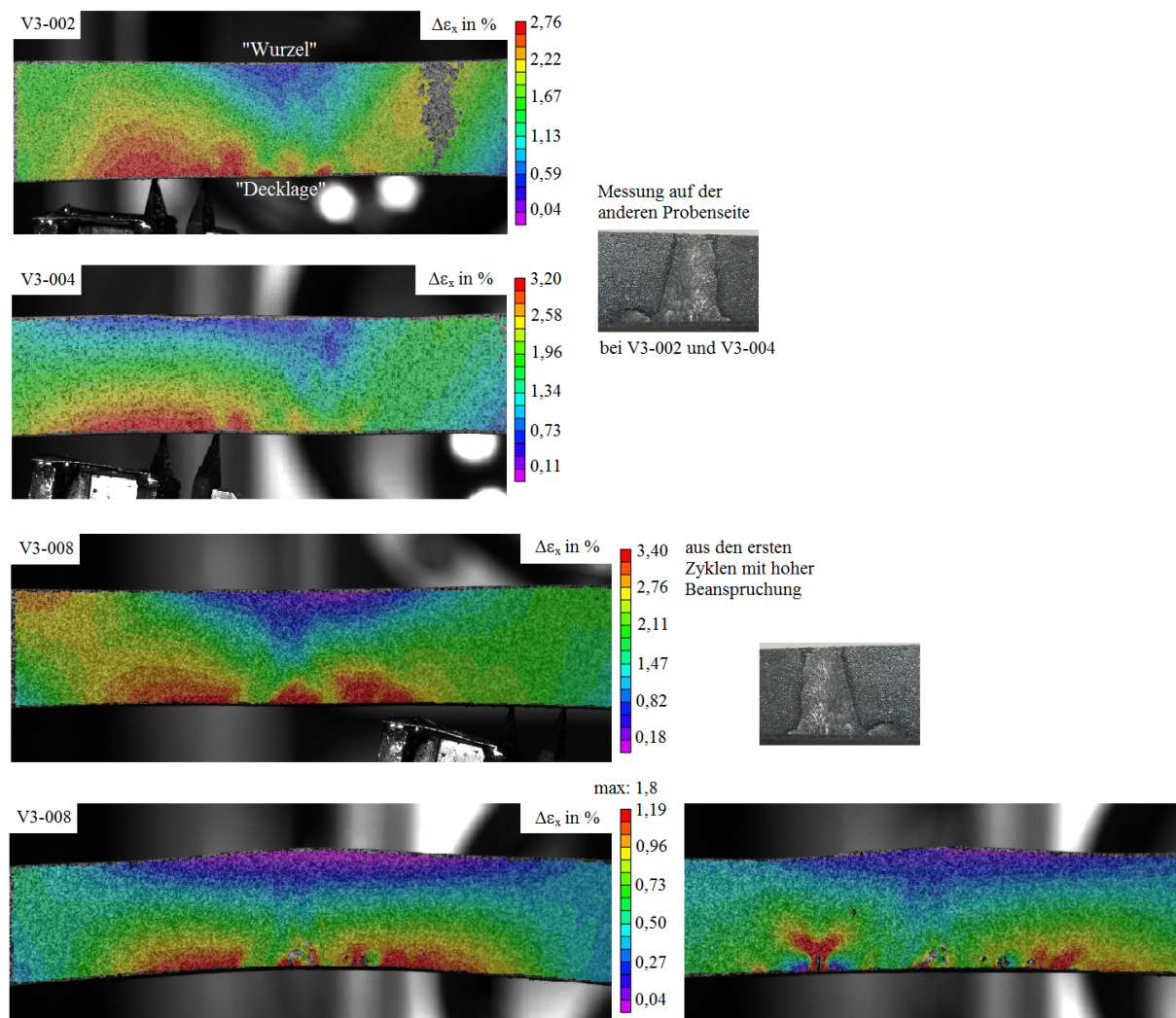


(vgl. Orientierung des Makroschliffs).

Für die Verteilung der Dehnung im untersuchten Bereich sind die Werkstoffinhomogenität, die Naht- und Probengeometrie sowie das Last- bzw. Beanspruchungsniveau verantwortlich. Dies wird sich in den späteren Untersuchungen noch deutlich zeigen.

Aufgrund des großen Einflusses der Werkstoffinhomogenität weisen die Dehnungsfelder der bearbeiteten Proben (V3) deutliche Gemeinsamkeiten mit denen der Proben aus Serie V4 auf. So werden beispielsweise im Bereich der ersten Lagen bei beiden Serien die geringsten Dehnungen gemessen.

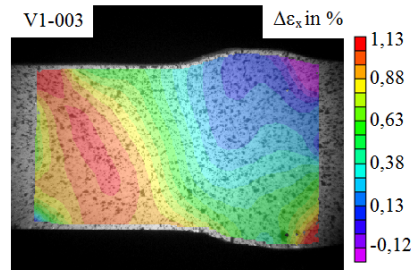
Außerdem ist deutlich zu erkennen, dass der Anriss an der Stelle auftritt, wo zuvor die höchsten Dehnungsschwingbreiten (oder -amplituden) beobachtet wurden. Die im Einstufen-Versuch geprüften Proben zeigen kaum Veränderung in den lokalen Dehnungsschwingbreiten über die Lebensdauer; das transiente Verhalten kann hier somit als vernachlässigbar angesehen werden. Die spannungsarmgeglühte Probe V4-007 weist, wie erwartet, keine Besonderheiten gegenüber den anderen Proben auf.



**Abbildung 3.55:** Dehnungsschwingbreiten  $\Delta\epsilon_x$  (in Längsrichtung) der Proben aus Serie V3 (bearbeitet) – bei halber Anrisslebensdauer (links) und nach dem Anriss (rechts); Schlißbilder zur Information über die Ausrichtung der Naht gegeben

Ein vergleichbares Dehnungsfeld weist auch die untersuchte Probe aus Serie V1 auf (Abbildung 3.56). Wie zu Beginn des Abschnittes 3.9 erwähnt, wurden die zugehörigen Aufnahmen mit her-

kömmlicher Kompaktkamera gemacht. Die hier dargestellten Ergebnisse wurden später mit der neuen Bildkorrelation-Software erzeugt. Anhand der Bilder konnte nur eine 2D-Bildkorrelation durchgeführt werden. Dadurch war es möglich, auf die ohnehin nicht vorhandene Kalibriermessung zu verzichten. Die Genauigkeit der Ergebnisse ist deshalb nicht mit der obiger Messungen zu vergleichen – für qualitative Betrachtungen ist die Auswertung dennoch ausreichend.

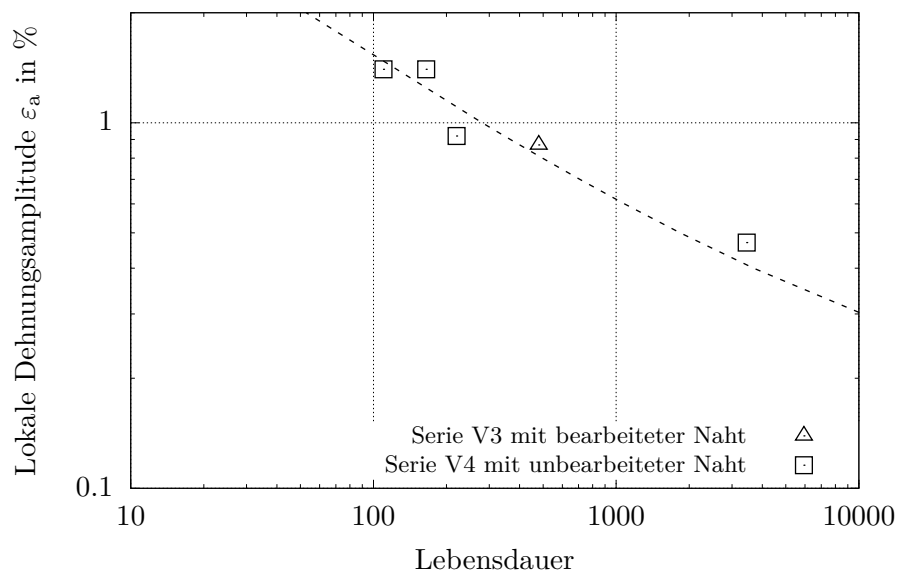


**Abbildung 3.56:** Dehnungsschwingbreiten  $\Delta\epsilon_x$  (in Längsrichtung) einer Probe aus Serie V1

### 3.9.8 Weitere Versuchsergebnisse

Die Lebensdauern der Proben mit Angabe der maximalen lokalen Dehnungsamplitude und des Versagensortes sind in Tabelle 3.14 zusammengestellt.

Hier fällt die spannungsarmgeglühte Probe V4-007 durch die niedrige lokale Beanspruchung bei Belastung durch eine annähernd gleiche Kraftamplitude wie bei den Proben V4-003 und V4-006 auf. Dies wird aber nicht auf das Spannungsarmglühen, sondern auf die individuelle Probengeometrie mit der Folge leicht erhöhter Biegebeanspruchung zurückgeführt, die sich auch schon in den unterschiedlichen Dehnungsverteilungen der Proben bemerkbar gemacht hat. Die Versuchsergebnisse sind in Abbildung 3.57 grafisch veranschaulicht<sup>9</sup>.



**Abbildung 3.57:** Wöhlerdiagramm mit den Versuchsergebnissen der Proben aus Serie V3 und V4 bzgl. Anriss

<sup>9</sup>Anmerkung: Bei der dargestellten Wöhlerlinie handelt es sich um die um den Rauigkeitsfaktor 4,2 (hinsichtlich der Lebensdauer) verschobene KTA-Wöhlerlinie (vgl. spätere Auswertungen in Abschnitt 7.5.5)

**Tabelle 3.14:** Versuchsergebnisse der Proben aus Rohr 2 (Serien V3 und V4)

Probe Nr.	$\varepsilon_{a, \text{lokal}}$ in %	$F_a$ in kN	Anriss		Bruch		$A/B$ in %
			LD	Ort	LD	Ort	
V3-008	0,9	28,0	480	GW (SN)	936	GW	51
V4-003	1,4	36,1	165	GW	243	GW	68
V4-006	1,4	37,9	110	GW SN	210	SN GW	52
V4-007*	0,9	37,2	220	GW SN	309	GW	71
V4-004	0,5	26,7	3450	GW	4950	GW	70

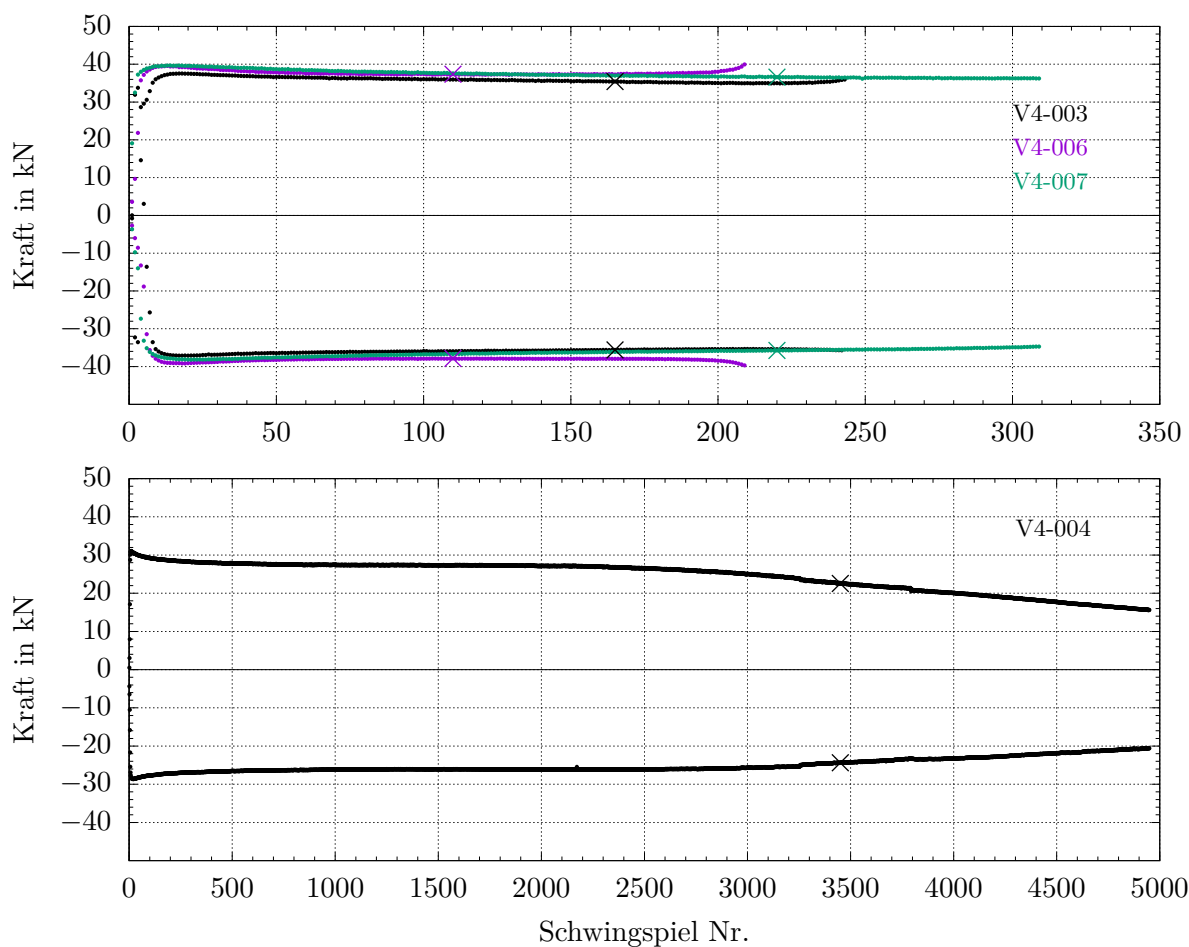
\*spannungsarmgeglüht

 $\varepsilon_{a, \text{lokal}}$ : max. lokale Dehnungsamplitude (an der Stelle des 1. Anrisses, hier: im GW) $F_a$ : Kraftamplitude bei halber Anrisslebensdauer

LD: Lebensdauer, GW: Grundwerkstoff, SN: Schweißnaht bzw. (scharfe) Nahtkerbe

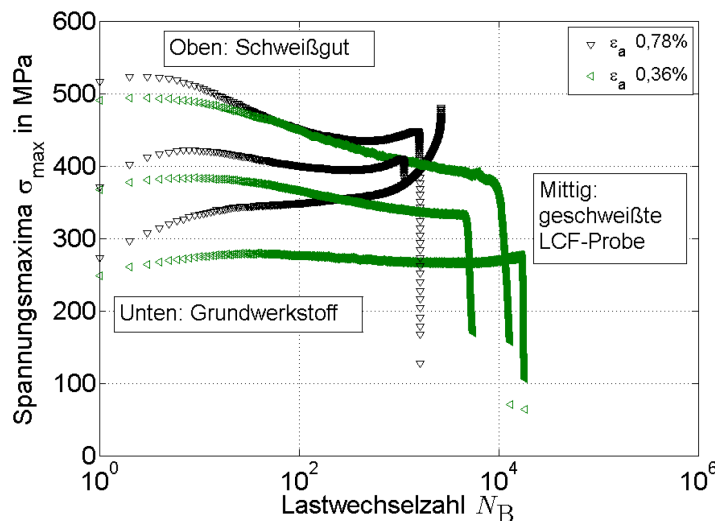
 $A/B$ : Verhältnis Anrisslebensdauer/Bruchlebensdauer**3.9.8.1 Transientes Werkstoffverhalten (global)**

In Abbildung 3.58 ist der Verlauf der Kraft an den Umkehrpunkten der Schwingspiele über die Lebensdauer für die untersuchten Proben dargestellt. Die Anrisslebensdauer ist im Diagramm zusätzlich markiert.

**Abbildung 3.58:** Verlauf der Kraft an den Umkehrpunkten über die Lebensdauer mit Kennzeichnung der Anrisslebensdauer

Eine Verfestigung, wie sie in Abschnitt 5.1.2 für den Grundwerkstoff beschrieben wird, kann hier nicht beobachtet werden. Auch wenn die Dehnungsregelung hier nur lokal erfolgt ist, hätte die Kraft im Falle einer Verfestigung im hochbeanspruchten Bereich des Grundwerkstoffs, in dem der Wegaufnehmer positioniert ist, reagieren müssen. Der stetige Abfall der Kraftamplitude bei Probe V4-004 nach ca. 3000 Schwingspielen ist im Übrigen nicht auf eine Entfestigung zurückzuführen, sondern darauf, dass sich der Riss zwischen den Schneiden des Wegaufnehmers befand. Das stabile Werkstoffverhalten war ja bereits an den gemessenen, über die Lebensdauer konstanten lokalen Dehnungsschwingbreiten zu erkennen.

Dies ist auch in Übereinstimmung mit den Versuchsergebnissen, die dem *IfW* entstammen [10]. Allerdings ist die Argumentation in diesem Fall anders, da an reinen Grundwerkstoffproben (des *IfW*) aus vorliegendem Rohr durchaus Verfestigung zu beobachten war. Das reine Schweißgut entfestigt jedoch, wie Versuche (des *IfW*) an Schweißgutproben gezeigt haben. So kann das zyklisch stabile Verhalten der geschweißten Proben (des *IfW*) bei integraler Dehnungsregelung über die Naht und Bereiche des Grundwerkstoffs<sup>10</sup> durch die kombinierte Ver- und Entfestigung von Grundwerkstoff und Schweißgut erklärt werden [10]. Die jeweiligen Spitzenwertverläufe der Versuche mit den drei Probentypen des *IfW* sind in Abbildung 3.59 dargestellt.  $\sigma_{\max}$  bezeichnet hier die Nennspannung im Probenquerschnitt.



**Abbildung 3.59:** Vergleich der Spitzenwertverläufe von Grundwerkstoffproben, Schweißgutproben und geschweißten LCF-Proben bei Raumtemperatur [10]

Auf das transiente Werkstoffverhalten der hier untersuchten Proben wird in Abschnitt 7.5.3 nochmals eingegangen, nachdem weitere Erkenntnisse durch die Bestimmung lokaler zyklischer Spannungs-Dehnungs-Kurven vorliegen.

<sup>10</sup>Die integrale Dehnungsregelung wurde nur am *IfW* vorgenommen.

## 4 Stand der Technik

Für den Nachweis der Ermüdungsfestigkeit stehen dem Ingenieur verschiedenste Konzepte zur Verfügung. Diese lassen sich – je nach Betrachtungsweise – in verschiedene Kategorien einteilen. Bei Betrachtung der Beanspruchungsparameter kann die Einteilung in

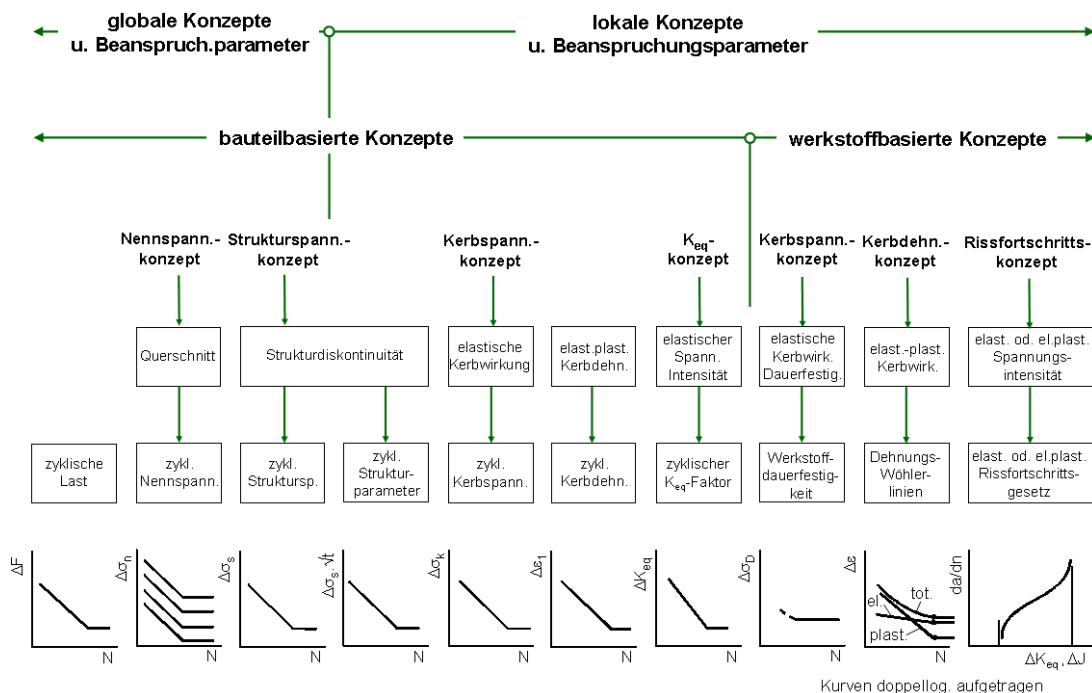
- spannungsbasierte Konzepte,
- dehnungsbasierte Konzepte und
- bruchmechanisch basierte Konzepte (mit der Spannungsintensität als Beanspruchungsparameter)

erfolgen. Eine weitere Unterscheidung kann zwischen

- globalen Konzepten und
- lokalen Konzepten

vorgenommen werden – in Abhängigkeit von der Definition der verwendeten Beanspruchungsparameter hinsichtlich des Bezugswertes (Spannung bezogen auf den Bauteilquerschnitt oder bezogen auf das Werkstoffelement). Eng damit verknüpft ist die Einteilung in

- bauteilbasierte Konzepte und
- werkstoffbasierte Konzepte.



**Abbildung 4.1:** Konzepte zur Erfassung der Ermüdungsfestigkeit [122]

So sind globale Konzepte immer bauteilbasiert und werkstoffbasierte Konzepte immer lokal. Allerdings kann ein Bauteil nicht nur global, sondern auch lokal betrachtet werden, was in lokalen

bauteilbasierten Konzepten zum Tragen kommt.

In bauteilbasierten Konzepten werden die Lebensdauern anhand von Bauteil-Wöhlerlinien, in werkstoffbasierten Konzepten anhand von Werkstoff-Wöhlerlinien bestimmt. Bei letztgenannten Konzepten müssen alle weiteren Einflussgrößen auf der Einwirkungsseite berücksichtigt werden; bei den bauteilbasierten Konzepten werden hingegen Beanspruchung (je nach Definition) und (zugehörige) Beanspruchbarkeit aufeinander abgestimmt.

Eine Übersicht über die verfügbaren Nachweiskonzepte mit Zuordnung zu den genannten Kategorien und den zugrunde liegenden Beanspruchungsparametern ist in Abbildung 4.1 dargestellt. Diese Konzepte werden meist nur im Rahmen eines Regelwerks oder einer Richtlinie angewendet. Da jedoch nicht alle Konzepte in jedem Regelwerk hinterlegt sind, ist die Anwendung entsprechend eingeschränkt. Allerdings ist auch nicht jedes Konzept in allen Anwendungsfällen sinnvoll. Wie aus Kapitel 2 hervorgeht, sind beispielsweise im Kurzzeitfestigkeitsbereich dehnungsbasierte Konzepte den spannungsbasierten Konzepten grundsätzlich vorzuziehen.

Für den Ermüdungsnachweis von Schweißverbindungen kommen in Abhängigkeit vom technischen Anwendungsbereich u.a. die in Tabelle 4.1 aufgeführten Regelwerke zum Einsatz.

**Tabelle 4.1:** Regelwerke für den Ermüdungsnachweis von Schweißverbindungen, übernommen aus [108]

Regelwerk	Anwendungsbereich	Bemerkungen
DVS 1612 (DV 952)	Schienenfahrzeuge	Nennspannungskonzept
DIN 15018 (EN 13001)	Kranbau	Nennspannungskonzept
EUROCODE 3 (DIN 18800)	Stahlbau	Nennspannungskonzept Strukturspannungskonzept
EN 13445-3, Clause 17/18 AD-Merkblätter S1/S2 EN 12952, TRD 301	Druckbehältertechnik, Chemische Industrie, Kraftwerkstechnik	Strukturspannungskonzept Kerbspannungskonzept (vereinfachter und detaillierter Nachweis)
KTA 3201.2, ASME-Code (Section III), RCC-M-Code	Kerntechnik (Primär- kreiskomponenten)	Örtliches Konzept (nachbearbeitete Nähte)
IIW-Richtlinie FKM-Richtlinie	fachgebietsüber- greifend	Sämtliche Konzepte außer Örtliches Konzept

Die FKM-Richtlinie und die IIW-Empfehlungen sind streng genommen kein Regelwerk, da sie keinen speziellen Anwendungsbereich „regeln“. Sie sind jedoch im ungeregelten Bereich als Stand der Technik anzusehen und werden teilweise als Referenz für Regelwerke verwendet. Sie sind deshalb in diesem Kapitel mit angeführt.

Für den Nachweis der bis in den Kurzzeitfestigkeitsbereich hinein beanspruchten Druckbehälter und Komponenten der Kraftwerks- bzw. Kerntechnik finden die in Tabelle 4.1 hervorgehobenen Regelwerke Anwendung. In anderen Anwendungsbereichen liegen die Beanspruchungen meist nur im Zeit- oder Dauerfestigkeitsbereich. Deshalb stellen alle anderen Regelwerke und Richtlinien (aus Tabelle 4.1) bislang auch kein Nachweiskonzept für den Kurzzeitfestigkeitsbereich bereit.

Wegen der Forderung nach einer immer wirtschaftlicheren Ausnutzung der Bauteile insbesondere im ungeregelten Bereich ist jedoch immer häufiger mit Beanspruchungen im Kurzzeitfestigkeitsbereich zu rechnen. Aus diesem Grund und im Sinne einer konsistenten Betrachtung der Ermüdungsfestigkeit über alle Beanspruchungsbereiche hinweg, ist eine Implementierung des dehnungsbasierten „Örtlichen Konzepts“ (Kerbdehnungskonzept) für Schweißverbindungen in die IIW-Empfehlungen [47] und die FKM-Richtlinie [37] mit entsprechender Anbindung an bis-

lang Gültiges wünschenswert.

In den folgenden Abschnitten wird ein kurzer Abriss über den Ermüdungsnachweis von Schweißverbindungen der in Deutschland bereits jetzt im Kurzzeitfestigkeitsbereich anwendbaren Regelwerke gegeben. Aus oben genannten Gründen wird zusätzlich auch die Nachweisführung nach den IIW-Empfehlungen kurz erläutert.

Zu den international verbreiteten Regelwerken gehören der RCC-M Code [101] und der ASME Code [1]. Auf diese Regelwerke soll an dieser Stelle nicht näher eingegangen werden. Es sei aber erwähnt, dass sich die Nachweisführung für Primärkreiskomponenten der Kerntechnik in RCC-M Code und ASME Code III [1] ähnlich darstellt wie im KTA-Regelwerk [59]. Als Unterschied ist die getrennte Berücksichtigung von mechanischen und thermischen Dehnungen hinsichtlich der Plastizierungsfaktoren im RCC-M Code zu nennen.

Stellvertretend für den Anwendungsbereich Druckbehältertechnik erfolgt hier eine Betrachtung der DIN EN 13445-3 [29].

Dem Schwerpunkt dieser Arbeit und den in Kapitel 3 gemachten Untersuchungen entsprechend, wird in den nachfolgenden Ausführungen das Augenmerk auf folgende Schwerpunkte gelegt:

- Nachweis bei elastisch-plastischer Beanspruchung
- Nachweis für Stumpfnähte in Rohren (Umfangsnähte), „wie geschweißt“ und „beschliffen“
- Verwendung der Kennwerte für austenitischen Stahl
- Betrachtung der Beanspruchung rein aus Temperatur (Annahme einer temperaturäquivalenten mechanischen Belastung im Versuch, Beanspruchung quer zur Naht<sup>1</sup>)
- Nachweis der Lebensdauer bei einstufiger Belastung
- Keine gesonderte Berücksichtigung von Wanddicke und Mittelspannung

## 4.1 KTA 3201.2

Die KTA 3201.2 [59] ist Teil der sicherheitstechnischen Regeln des *Kerntechnischen Ausschusses*. Vier „Verfahren“ für die Ermüdungsanalyse werden genannt. Treten größere elastisch-plastische Beanspruchungen auf, die nach KTA anhand eines Grenzwertes festgemacht werden, kommen nur noch zwei dieser Verfahren in Frage:

1. Die „vereinfachte elastisch-plastische Ermüdungsanalyse“ auf Basis elastischer Berechnung und Verwendung des Plastizierungsfaktors  $K_e$  sowie des Beiwertes  $K_3$  zur Berücksichtigung der Schweißnaht
2. Die „allgemeine elastisch-plastische Ermüdungsanalyse“

Letztere kommt in der Regel nur dann zum Einsatz, wenn mit der vereinfachten elastisch-plastischen Ermüdungsanalyse die geforderte Lebensdauer nicht nachgewiesen werden kann. Somit hängt die berechnete Beanspruchung – und damit letztlich auch die Lebensdauer – im Wesentlichen vom Plastizierungsfaktor  $K_e$  und vom „Schweißnaht-Faktor“  $K_3$  ab. Letztgenannter Faktor ist in erster Linie abhängig von der Nahtgeometrie, wie Tabelle 4.2 zu entnehmen ist.

---

<sup>1</sup>Die reale mechanische Belastung (Innendruck) verursacht überwiegend Beanspruchungen längs der Naht, die als weniger schädigend angenommen werden, was sich durch geringere Faktoren zur Berücksichtigung der unbeschliffenen Nähte bemerkbar macht.



**Tabelle 4.2:** Faktoren zur Berücksichtigung einer Stumpfnahht gemäß [59]

Rohrleitungsteil oder Verbindung	Innendruckbelastung	Momentenbelastung	Temperaturbelastung
	$K_1$	$K_2$	$K_3$
Gerades Rohr ohne Schweißnähte und andere Störstellen	1.0	1.0	1.0
Stumpfnahhtgeschweißte Umfangsnähte zwischen geraden Rohren oder Rohr und stumpfgeschweißtem Bauteil			
a) bearbeitet	1.1	1.1	1.1
b) unbearbeitet	1.2	1.8	1.7

Der zu verwendende Faktor  $K_e$  hängt vom vorliegenden Verhältnis  $S_n/S_m$  zwischen Nennspannungsschwingbreite  $S_n$  (Vergleichsspannung) und Spannungsvergleichswert  $S_m$  sowie von der Werkstoffgruppe ab:

$$K_e = \begin{cases} 1,0 & \text{für } S_n \leq 3 S_m \\ 1,0 + \frac{1-n}{n(m-1)} \cdot \left( \frac{S_n}{3 S_m} - 1 \right) & \text{für } 3 S_m < S_n \leq m \cdot 3 S_m \\ 1/n & \text{für } S_n > m \cdot 3 S_m \end{cases} \quad (4.1)$$

Für austenitischen Stahl sind

$m=1,7$  und  $n=0,3$  (vgl. zyklischer Verfestigungsexponent  $n'$ ) sowie

$$S_m = \min. \left\{ \frac{R_{p02RT}}{1,5}, \frac{R_{p02T}}{1,1}, \frac{R_{mT}}{2,7}, \frac{R_{mRT}}{3} \right\}$$

Die Faktoren werden de facto mit der elastischen Nenndeformationsamplitude multipliziert. Die Lebensdauer wird anhand der resultierenden lokalen Deformationsamplituden über die Werkstoff-Dehnungswöhlerlinie für den Anriss bestimmt (Örtliches Konzept, dehnungsbasiert).

## 4.2 DIN EN 13445-3

Die DIN EN 13445-3 [29] stellt in den Abschnitten 17 (vereinfacht) und 18 (ausführlich) den Ermüdungsnachweis für „Unbefeuerte Druckbehälter“ bereit. Im Folgenden wird auf den Nachweis nach Abschnitt 18 eingegangen.

Nach [7] – einem Dokument mit Hintergrundinformationen zur EN 13445-3 – basieren die in der Norm enthaltenen Spannungs-Wöhlerlinien auf denen des Eurocodes 3 [30] und der IIW-Empfehlungen [47]. Die Lebensdauern entstammen Bauteilversuchen im Zeit- und Dauerfestigkeitsbereich mit Bruch als Versagenskriterium (bauteilbasiertes Konzept). Die für die Schweißverbindung zutreffende Wöhlerlinie wird unter Beibehaltung der Neigung  $k=3$  aus dem Zeitfestigkeitsbereich in den Kurzzeitfestigkeitsbereich hinein ausgedehnt und bildet in DIN EN 13445-3 die Grundlage für den Lebensdauernachweis.

Die Unterscheidung zwischen unbearbeiteter und bearbeiteter Naht erfolgt über die Klassen-Kennzahl<sup>2</sup> (80 bzw. 90)<sup>3</sup>.

Für Stumpfnähte wird der Nachweis auf Basis von Nennspannungen geführt ( $\Delta\sigma_{eq,1}$ : linearisierte Vergleichsspannungsschwingbreite).

Gilt

$$\Delta\sigma_{eq,1} > 2R_{p1,0T} \quad (\text{für austenitische Stähle})$$

<sup>2</sup>Zulässige Spannungsschwingbreite bei  $N = 2 \cdot 10^6$  Lastzyklen

<sup>3</sup>Für beschliffene Nähte unterscheidet sich die DIN EN 13445 von den IIW-Empfehlungen.



wird auch hier die Plastizierung durch entsprechende Faktoren (auf die linearisierte Vergleichsspannungsschwingbreite) eingefangen, die sich im Gegensatz zum KTA-Regelwerk hinsichtlich ihrer Bestimmung für mechanische und thermische Lasten unterscheiden:

$$k_e = 1 + A_0 \left( \frac{\Delta\sigma_{eq,l}}{2R_{p1,0/T}} - 1 \right) \quad (\text{für mechanische Lasten, mit } A_0 = 0,4 \text{ für austenitische Stähle}) \quad (4.2)$$

$$k_v = \max \left( \frac{0,7}{0,5 + \frac{0,4}{\Delta\sigma_{eq,l}/R_{p1,0/T}}}; 1 \right) \quad (\text{für thermische Lasten}) \quad (4.3)$$

Die Berechnung des Faktors  $k_e$  beruht auf der Methode von Kühnapfel [61] und gilt nicht im Vollplastischen.

Für Winkelverzug und -versatz werden zusätzlich Korrekturfaktoren angegeben. Hierauf soll aber nicht näher eingegangen werden.

### 4.3 IIW-Empfehlungen

Die IIW-Empfehlungen [47] sind aktuell noch nicht im Kurzzeitfestigkeitsbereich anwendbar. Für Beanspruchungen im Zeit- und Dauerfestigkeitsbereich kann der Ermüdungsnachweis von Schweißverbindungen im unregelmäßigen Bereich auf Basis der bekannten spannungsbasierten Konzepte durchgeführt werden. Diese Konzepte unterscheiden sich im Wesentlichen durch die Art der Spannungsermittlung:

- Nennspannungskonzept: globale Spannungsermittlung ohne Berücksichtigung lokaler Spannungserhöhungseffekte
- Kerbspannungskonzept: lokale Spannungsermittlung mit Berücksichtigung lokaler Spannungserhöhungseffekte aus Naht und Struktur
- Strukturspannungskonzept: Spannungsermittlung mit Berücksichtigung lokaler Spannungserhöhungseffekte (nur) aus der Struktur

Die ermittelten Spannungsschwingweiten werden in Kombination mit darauf abgestimmten Wöhlerlinien im Rahmen des Nachweises verwendet.

### 4.4 Fazit

Maßgebende Einflussgrößen auf die Lebensdauer von Schweißverbindungen im Kurzzeitfestigkeitsbereich sind in den Regelwerken nur in grober Näherung erfasst. Dies betrifft auch die Werkstoffinhomogenität. So wird der Einfluss der beschliffenen Naht (d.h. der Naht nach „Abzug“ des geometrischen Einflusses) beispielsweise im KTA-Regelwerk vereinfachend durch einen Faktor von 1,1 berücksichtigt. Und den verwendeten Plastizierungsfaktoren (nach DIN EN 13445-3) liegen Kerbnäherungsansätze zugrunde, die lokale Plastizierungen gut erfassen können, aber im Vollplastischen ihre Gültigkeit verlieren. Globale Spannungsumlagerungen (Makrostützwirkungseffekte), die infolge der Werkstoffinhomogenität bei Schweißnähten gegenüber Bauteilen mit homogenem Werkstoff verstärkt auftreten, können durch Plastizierungsfaktoren nicht adäquat erfasst werden. Die Ermittlung realitätsnaher Dehnungsschwingbreiten – wie in Abschnitt 3.9.7 beschrieben – oder äquivalenter Beanspruchungskennwerte zur Bestimmung der Lebensdauer auf Grundlage der Regelwerke ist fraglich.

Deshalb wird im nächsten Kapitel der Stand der Forschung hinsichtlich der Einflussgrößen auf die Lebensdauer vorliegender Schweißverbindungen unter elastisch-plastischer Beanspruchung näher beleuchtet.

## 5 Einflussgrößen auf die Kurzzeitfestigkeit von Schweißverbindungen und deren Erfassung

Heuler und Seeger [44] gehören zu den ersten, die das Örtliche Konzept [121] auf Schweißverbindungen angewendet haben. Es stand bereits damals fest, dass lokal unterschiedliche Festigkeiten einer Schweißverbindung berücksichtigt werden müssen, um die lokale Beanspruchung richtig zu ermitteln. Allerdings herrschte die Vorstellung, dass sich eine Schweißnaht auch hinsichtlich ihrer Festigkeiten in drei Zonen einteilen lässt – in Grundwerkstoff, Wärmeeinflusszone und Schweißgut – die in Schliffbildern zu erkennen sind. Anhand von Proben aus einer Schweißnaht – mit Wärmeeinflusszone und Schweißgut im Prüfquerschnitt – konnten vereinfacht eine zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve für „die Schweißnaht“ und die zugehörige Wöhlerlinie bestimmt werden. Angewendet auf die reale Schweißnaht unter Berücksichtigung der Geometrie (durch die Kerbformzahl  $K_t$  mit anschließender Plastizitätskorrektur) konnten die Lebensdauern, die in den Bauteilversuchen ermittelt wurden, auch rechnerisch bestimmt werden – bei Versagen am Übergang von Schweißgut zu Wärmeeinflusszone.

Clormann und Seeger [19] beschäftigten sich daraufhin näher mit dem Versagen an den „Werkstoffgrenzen“ einer Schweißnaht. Eine abrupte Änderung der Härtewerte im Bereich der Schweißnaht konnte als Grenze zweier Werkstoffe mit unterschiedlichen Festigkeiten gedeutet werden, die Clormann in Finite-Elemente-Simulationen abbildete. Das „mechanische Phänomen der Singularität“ an Werkstoffgrenzen in der Simulation zusammen mit der Beobachtung verminderter Lebensdauern gegenüber nicht-geschweißten Bauteilen bewegten Clormann zu der Annahme, dass auch an den Werkstoffgrenzen realer Schweißnähte erhöhte Beanspruchungen vorliegen. Da die rechnerischen Beanspruchungen aus Singularitäten für den Nachweis nicht verwendbar sind, schlägt Clormann vor, die Berechnung mit homogenem Werkstoff durchzuführen und die „strukturelle Kerbe“<sup>1</sup> – wie der Befund auch von Hickel et al. [45] genannt wird – durch eine geometrische Kerbe abzubilden.

Beide Lösungsansätze sind jedoch auf ein Versagen an der Schweißnaht fokussiert. Sie können die in Kapitel 3 beobachtete erhöhte Beanspruchung im Grundwerkstoff nicht abbilden und damit auch das dortige Versagen nicht erklären. Bei genauer Betrachtung eines Anrisses an der Nahtkerbe (Abbildung 3.34) ist zudem zu erkennen, dass dieser inmitten der Grobkornzone („Wärmeeinflusszone“) liegt und nicht am Übergang vermeintlicher Werkstoffgrenzen zu finden ist.

Mittlerweile haben sich die technischen Möglichkeiten für detaillierte Untersuchungen gegenüber den 80er Jahren deutlich verbessert. So können lokale Beanspruchungen in einer Schweißnaht mit Hilfe eines 3D-Bildkorrelations-Systems sichtbar gemacht werden. Aber auch neue, automatisierte Messtechnik zur Bestimmung von Last-Eindring-Kurven bzw. Härten an der Bauteiloberfläche liefert wesentlich leichter einen Überblick über verschiedene Zonen in einer Schweißnaht. Darüber hinaus kann mithilfe von hochauflösenden Scans die Geometrie heute sehr genau erfasst werden. Nicht zuletzt ermöglichen deutlich leistungsfähigere Rechner mit entsprechender Software, die Beanspruchung in einer Simulation auch abbilden zu können.

Es kann beobachtet werden, dass sich jüngere Forschung insbesondere diese neuen Technologien zunutze macht, um die Einflussgrößen auf das Ermüdungsverhalten von Schweißverbindungen zu erfassen. Die im Kurzzeitfestigkeitsbereich für die vorliegenden Schweißverbindungen maßgebenden Einflussgrößen sollen nun näher beleuchtet und wesentliche Erkenntnisse aktueller

---

<sup>1</sup> Als strukturelle oder metallurgische Kerbe wird die sprunghafte Änderung der mechanischen Eigenschaften in der Schweißnahtumgebung als Folge der aufgetragenen Temperaturzyklen bezeichnet (siehe auch [143]).

Forschung festgehalten werden.

## 5.1 Einflussgröße Werkstoff

Wie im vorigen Abschnitt bereits angedeutet wurde, ist der Werkstoff eine der maßgebenden Einflussgrößen im Kurzzeitfestigkeitsbereich. Der Werkstoff als Einflussgröße kann in zweierlei Hinsicht diskutiert werden: Er bestimmt Beanspruchung und Beanspruchbarkeit. Die Beanspruchung wird im Hinblick auf den Werkstoff durch die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve und damit zusammenhängend auch durch sein transientes Verhalten bestimmt. Die Beanspruchbarkeit wird in Werkstoff-Wöhlerlinien festgehalten. Dabei sind Beanspruchung und Beanspruchbarkeit immer in Kombination zu sehen, wie bereits genannte Lösungsansätze verdeutlichen: Wird die Beanspruchung auf Basis eines „Misch-Werkstoffs“ für die Schweißnaht bestimmt (vgl. [44]), müssen zugehörige „Misch-Wöhlerlinien“ verwendet werden. Wird die Beanspruchung auf Basis des Grundwerkstoffs bestimmt, muss eine entsprechende Korrektur vorgenommen werden, um die richtige Lebensdauer zu ermitteln (vgl. [19]).

Vereinfachte Lösungsansätze sind oft leicht umsetzbar, es zeigt sich aber auch, dass deren Anwendung beschränkt ist. Allgemein anwendbar sind konzeptionelle Ansätze dann, wenn lokal und werkstoffbasiert gearbeitet wird, da dann die Einflussgrößen realitätsnah berücksichtigt werden. Bis heute werden in der Forschung beide methodische Herangehensweisen in verschiedensten Ausführungen verfolgt (vgl. bauteilbasierte / werkstoffbasierte Konzepte bzw. globale / lokale Konzepte, Abbildung 4.1). Auf aktuelle bauteilbasierte Konzepte – bei denen nicht nur verschiedene Werkstoffe, sondern oft auch mehrere Einflussgrößen zusammengefasst werden – wird in Abschnitt 5.3 eingegangen. In Bezug auf den Werkstoff ist in diesem Zusammenhang die sogenannte „Mischungsregel“ aus der Theorie für Composite-Werkstoffe zu nennen – auch bekannt als „rule of mixture“ – die auch in derzeitiger Forschung vereinzelt für elastisch-plastisch beanspruchte Schweißnähte herangezogen wird [17, 95]. Deren Anwendung resultiert in einem homogenen Werkstoff, der bei Belastung – global betrachtet – das gleiche Spannungs-Dehnungsverhalten aufweist wie der reale inhomogene Werkstoff.

Im Folgenden werden jedoch Methoden zur detaillierten, lokalen Erfassung des Werkstoffs vorgestellt und diskutiert sowie wichtige Erkenntnisse aus der Forschung zum transienten Verhalten des im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Werkstoffs X6CrNiNb18-10 (1.4550) festgehalten (Beanspruchungsseite). Außerdem werden Ansätze zur Bestimmung lokaler Werkstoff-Wöhlerlinien genannt.

### 5.1.1 Bestimmung lokaler zyklischer Spannungs-Dehnungs-Kurven

Ein Großteil verfügbarer Methoden zur Bestimmung lokaler zyklischer Spannungs-Dehnungs-Kurven bedient sich der Korrelation von Ergebnissen instrumentierter Eindringprüfung (z.B. der Härte) zu den Festigkeitskennwerten eines Werkstoffs. Werkstoffkennwerte können aber auch mit den Methoden der Parameteridentifikation (z.B. auf Basis optisch gemessener Dehnungen), anhand von Mikroproben oder mithilfe der Diffraktometrie von Synchrotronstrahlung bestimmt werden. Auf diese methodischen Ansätze soll im Folgenden näher eingegangen werden. Es sei aber erwähnt, dass auch durch Schweißsimulation Werkstoffkennwerte bestimmt werden können – statische Festigkeitskennwerte und Härten, siehe z.B. Hval et al. [50] oder Rahman et al. [98] – aus denen wiederum zyklische Werkstoffkennwerte abgeleitet werden können.

#### 5.1.1.1 Methoden auf Basis der Ergebnisse instrumentierter Eindringprüfung (Härtebasierte Methoden)

Mansons „4-point Correlation Method“ [78], die „Universal Slopes Method“ [78], „Mitchell’s Method“ [84], das „Uniform Material Law“ von Bäumel und Seeger [4] und die „Medians method“ von Meggiolaro and Castro [83] sind allesamt Korrelationsmethoden, anhand derer von statischen

**Tabelle 5.1:** Abschätzformeln zur Bestimmung statischer und zyklischer Werkstoffkennwerte

<b>Härte - Zugfestigkeits - Korrelation</b> für Stahl	
Mitchell [84]	$R_m = (3,45 \cdot HB) \text{ MPa}$
Roessle und Fatemi [106]	$R_m = (0,0012 \cdot HB^2 + 3,3 \cdot HB) \text{ MPa}$
Kloos und Velten [54]	$R_m = (3,29 \cdot HV - 47) \text{ MPa}$ für $HV \leq 445$
JSMS [51]	$R_m = \left( \frac{HV - 1,873}{0,304} \right) \text{ MPa}$
<b>Zugfestigkeit - zyklische Werkstoffparameter - Korrelation</b> für unlegierte und schwach legierte Stähle	
Uniform Material Law [4]	$K' = 1,65 \cdot R_m$ $n' = 0,15$ $\sigma'_f = 1,50 \cdot R_m$ $\varepsilon'_f = 0,59^*$ $b = -0,087$ $c = -0,58$
Medians method [83]	$K' = 1,69 \cdot R_m$ $n' = 0,15$ $\sigma'_f = 1,50 \cdot R_m$ $\varepsilon'_f = 0,45$ $b = -0,09$ $c = -0,59$
<b>Direkte Korrelation zwischen Zugfestigkeit und zyklischen Werkstoffparametern</b> für Stahl und $R_m = 582 \dots 2360 \text{ MPa}$ , $HB = 163 \dots 536$	
Direct Hardness Method [106]	$K', n'$ über Kompatibilitätsgl. 2.8 und 2.9 aus: $\sigma'_f = (4,25 \cdot HB + 225) \text{ MPa}$ $\varepsilon'_f = (0,32 \cdot HB^2 - 487 \cdot HB + 191000) \text{ MPa}/E$ $b = -0,09$ $c = -0,56$

\*für  $R_m/E \leq 0,003$ ; sonst:  $\varepsilon'_f = 0,812 - 74 \cdot R_m/E$

Festigkeitskennwerten (aus dem Zugversuch) auf zyklische Werkstoffkennwerte geschlossen werden kann. Einige dieser Methoden sind nochmals überarbeitet und verbessert worden. So wurde die „Modified Universal Slopes Method“ von Muralidharan und Manson [87], die „Method of Variable Slopes“ [80] und Ongs „Modified 4-point Correlation Method“ [92] entwickelt. Mittlerweile werden aber auch künstliche neuronale Netze verwendet, um eine solche Korrelation herzustellen [135].

Diese Methoden wurden bereits in mehreren Veröffentlichungen miteinander verglichen und deren Treffsicherheit diskutiert [93, 67, 62]. Ein guter Überblick über die verschiedenen Abschätzmethoden samt Korrelationsformeln wird von Wächter [139] gegeben.

Für die Bestimmung **lokaler**, das heißt an einen festen Ort im Bauteil gebundener zyklischer Werkstoffkennwerte können allerdings nur die Methoden angewendet werden, die allein die Zugfestigkeit als Basiskennwert zugrunde legen und in ihrer Korrelation unabhängig von der Brucheinschnürung oder der wahren Bruchdehnung sind. Denn die Zugfestigkeit korreliert wiederum mit der Härte, die lokal im Bauteil bestimmt werden kann. Dies trifft auf das Uniform Material Law sowie die Medians Methode zu. Beide Methoden werden auch als „Indirect Hardness Methods“ bezeichnet als Gegenstück zu einer weiteren Methode, der „Direct Hardness Method“ von Roessle und Fatemi [106], bei der direkt von der Härte auf zyklische Werkstoffkennwerte geschlossen wird (Tabelle 5.1). Auch Higashida et al. [46] haben bereits 1978 eine „direkte“ Korrelationsformel angegeben.

Zur Nutzung der „Indirect Hardness Methods“ können die Korrelationsbeziehungen zwischen Zugfestigkeit und Härte nach Mitchell [84], Roessle und Fatemi [106], Kloos und Velten [54] oder der Japanese Society of Materials Science [51] verwendet werden (Tabelle 5.1).

Alternativ können Faktoren für die Korrelation vereinfachend auch im Grundwerkstoff kalibriert werden, wenn für diesen zyklische Werkstoffkennwerte bereits vorliegen und anzunehmen ist, dass für die Schweißnaht ähnliche Gesetzmäßigkeiten zutreffen (z.B. die gleiche Werkstoff-

gruppe vorliegt), vgl. Lang et al. [65].

Bei den genannten Methoden wird implizit angenommen, dass nicht nur die Zugfestigkeit, sondern auch die 0,2%-Dehngrenze linear mit der Härte verknüpft ist. Scholtes et al. [115] hingegen stellen die Behauptung auf, dass gerade letzteres nicht zutrifft und die Dehngrenze überproportional mit der Härte ansteigt – basierend auf Untersuchungen an einer Schweißverbindung eines Rohres aus dem auch hier untersuchten Stahl 1.4550.

Der Verfestigungsexponent  $n'$  (nach Ramberg-Osgood) wird in den anwendbaren Korrelationsmethoden als konstant angenommen, was innerhalb einer Werkstoffgruppe auch realistisch ist. Finden jedoch Phasenumwandlungen im Werkstoff statt, wie bei der Bildung deformationsinduzierten Martensits gegeben, ist diese Annahme in der Regel nicht mehr gültig.

Dao et al. [23] bieten ein Verfahren an, das sich der instrumentierten Eindringprüfung (oft auch als Nanoindentierung bezeichnet) bedient, die gegenüber konventioneller Härtemessung zusätzlich den Last-Eindring-Pfad als Ergebnis liefert. Aus dem Last-Eindring-Pfad können weitere Werkstoffkennwerte bestimmt werden. Oliver und Pharr [91] sowie Doerner und Nix [34] haben daraus bereits den (lokalen) Elastizitätsmodul bestimmt. Dao et al. zeigen, wie aus dem Pfad zusätzlich Fließgrenze und Verfestigungsexponent abgeleitet werden können. Der „Dao-Algorithmus“ wurde von Workowski et al. [142] auf Aluminium-Schweißverbindungen angewendet, allerdings wurden damit bislang nur statische Werkstoffkennwerte bestimmt. Ye et al. [144] wenden den Dao-Algorithmus auf zuvor zyklisch beanspruchte Schweißverbindungen aus austenitischem Werkstoff an: Die auf Basis der in Schweißgut, Wärmeeinflusszone und Grundwerkstoff aufgenommenen Last-Eindring-Kurven bestimmten Werkstoffkennwerte zeigen deutliche Abhängigkeiten von der zuvor auf die Probe aufgebrachte Dehnungsamplitude.

Kramer et al. [56] stellen eine Methode vor, die durch Mehrfach-Indentierung an derselben Stelle die zyklische Verfestigung erfassen soll.

Untersuchungen von Gibmeier [38] weisen jedoch auf einen Nachteil hin, der alle vorgenannten Methoden betrifft, wenn sie auf eigenspannungsbehaftete Bauteile angewendet werden. Da in Schweißverbindungen immer Eigenspannungen vorliegen – hohe oder niedrige, abhängig von einer etwaigen Nachbehandlung – soll dies nicht unerwähnt bleiben. Demnach korrelieren Ergebnisse instrumentierter Eindringprüfung nicht nur mit Festigkeitskennwerten, sondern es bestehen auch Abhängigkeiten zu den Eigenspannungen im Bauteil. Ein unter (rein elastischen) Zugspannungen stehendes Bauteil wies (um bis zu 30%) verminderte Härten auf gegenüber dem unbelasteten Zustand, unter (rein elastischen) Druckspannung wurden geringfügig höhere Härten gemessen. Schließlich gehört das sogenannte Härte-Verfahren zu den Methoden zur Ermittlung von Eigenspannungen (siehe z.B. Schindler [114]).

Das bedeutet letztlich, dass Unterschiede in den gemessenen Härten nicht nur auf Festigkeitsunterschiede zurückzuführen sind, sondern auch durch Zug- und Druckeigenspannungen verursacht werden, deren Anteil vor der Korrelation theoretisch korrigiert werden müsste.

Schindler weist aber auch darauf hin, dass die Effekte von Eigenspannungen auf die Härte oft auch sehr gering sind und ins Streuband der Härtemessung fallen [114].

### Fazit:

Die Vielzahl der Methoden und deren ständige Verbesserung in aktuellen Veröffentlichungen machen deutlich, dass bis heute keine befriedigende Lösung für die Bestimmung lokaler zyklischer Werkstoffkennwerte gefunden wurde. Die empirisch bestimmten Methoden sind immer in Zusammenhang zu den Versuchsdaten zu sehen, auf deren Basis sie entwickelt wurden. So funktioniert die eine Formel für Stahl, aber nicht für Aluminium-Werkstoff; treten durch den Schweißprozess Veränderungen im Werkstoff auf, müssen gegebenenfalls erneut andere Gesetzmäßigkeiten in Betracht gezogen werden. Als Ursache hierfür ist die empirische, aber nicht werkstoffmechanisch basierte Vorgehensweise zu nennen.

So stellt sich auch die Frage, wie das transiente Verhalten des Werkstoffs, das in Abschnitt 5.1.2 angesprochen wird, angemessen berücksichtigt werden kann. Während die meisten Methoden die Messergebnisse aus einer unbelasteten Probe verwerten, werden bei Ye et al. [144] zyklische Werkstoffkennwerte aus Proben nach dem Versuch ermittelt. Dass sich die Datenbasis in beiden Fällen stark unterscheiden kann, ist bereits aus Abbildung 3.42 zu erkennen.

Die mittels Korrelation gewonnenen zyklischen Werkstoffkennwerte gelten auch nur für das Verhalten bei Raumtemperatur. Sollen Spannungs-Dehnungs-Kurven für das Verhalten bei hohen Temperaturen bestimmt werden, müssen die Korrelationsfunktionen überprüft und gegebenenfalls neu definiert werden.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass Korrelationsfunktionen als Näherungslösung dienen können, Nachteile sind jedoch klar erkennbar.

### 5.1.1.2 Methoden der Parameteridentifikation

Als Gegenstück zu den empirisch hergeleiteten Korrelationsmethoden verfolgen die Methoden der Parameteridentifikation einen mechanisch-theoretischen Ansatz. Sie machen sich die Tatsache zunutze, dass die Antwort eines mechanischen Systems auf Einwirkung in vielen Fällen leichter bestimmbar ist als die Systemvariablen.

Sind alle Systemvariablen (Geometrie, Werkstoff, Randbedingungen) gegeben und wird die Systemantwort (z.B. Verschiebungen, Spannungen / Dehnungen) gesucht, liegt ein „Direktes Problem“ vor. Dies kann analytisch oder mithilfe einer Finite-Elemente-Simulation gelöst werden. Ist die Systemantwort gegeben und werden hingegen die Systemvariablen gesucht, liegt ein „**Inverses Problem**“ vor. Werden beispielsweise maximal ertragbare Spannungen vorgegeben zur Bestimmung einer optimalen Geometrie, liegt das Problem der Formoptimierung vor. Sollen Werkstoffparameter z.B. auf Basis gemessener Verschiebungen oder Dehnungen bestimmt werden, wird von Parameteridentifikation gesprochen. Einen guten Überblick über die Grundlagen der Parameteridentifikation gibt Mahnken [75].

Folgende Punkte sind bei der Parameteridentifikation zu beachten:

- Die experimentelle Datenbasis kann mit Messfehlern behaftet sein, sie ist immer streuungsbehaftet und in der Regel unvollständig. Somit ist einleuchtend, dass die ermittelten Werkstoffkennwerte immer in Zusammenhang mit der verwendeten Datenbasis zu sehen sind.
- Die mathematische Beschreibung des Werkstoffverhaltens (hier: der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve) muss sinnvoll gewählt werden. Eine Überparametrisierung des mathematischen Modells kann zu Fehlern führen. So hat beispielsweise die Einführung eines weiteren Parameters  $C_2$  bei Ermittlung „der Parameter“ einer linear-elastischen Spannungs-Dehnungs-Kurve ( $\sigma = C_1 \cdot \varepsilon + C_2$ ) zur Folge, dass die Kurve möglicherweise nicht durch den Ursprung verläuft.

Hadamard [40] spricht von einem „gut gestellten (inversen) Problem“, wenn folgende Kriterien erfüllt sind: Existenz, Eindeutigkeit und Stabilität. Wird mindestens ein Kriterium verletzt, ist von einem „**schlecht gestellten**“ Problem die Rede. Mahnken [75] zeigt, dass die Verletzung eines Kriteriums durch Streuungen (und gegebenenfalls Messfehler) immer gegeben ist. So existiert in der Regel keine Lösung, die alle Messergebnisse exakt und gleichzeitig erfüllt. Es handelt sich somit immer um eine Näherungslösung.

Die Eindeutigkeit der Lösung ist nicht gegeben, wenn die Datenbasis unvollständig ist. Dies ist beispielsweise der Fall, wenn zur Bestimmung elastisch-plastischer Werkstoffparameter nur elastische Dehnungen zugrunde gelegt werden. Unvollständig ist die Datenbasis aber auch dann, wenn Dirichlet-Randbedingungen verwendet werden, da die vorgegebene Verschiebung gleichzeitig auch Teil der Systemantwort ist. Die Kraft bzw. Spannung im Werkstoff muss dann als Zusatzinformation gegeben werden, um von der Systemantwort auf die Werkstoffparameter schließen



zu können.

Die Instabilität der Lösung kann bereits durch kleine Messfehler verursacht werden, die dann zu unkontrollierten Abweichungen in den Werkstoffkennwerten führen. Auch eine Überparametrisierung kann zu Instabilitäten führen. Es muss deshalb sichergestellt werden, dass eine kontinuierliche Abhängigkeit zu den Messdaten besteht. [75]

Aus genannten Gründen erfolgt nach der Bestimmung der Werkstoffkennwerte immer eine **Verifikation** und eine **Validierung** der Ergebnisse. Bei der Verifikation wird überprüft, ob mit den ermittelten Werkstoffkennwerten die zugrunde gelegte Datenbasis auch tatsächlich abgebildet werden kann. Im Rahmen der Validierung wird überprüft, ob auch neue, nicht zur Identifikation verwendete Versuchsdaten mit den Parametern abgebildet werden können.

Das inverse Problem kann auf folgende Arten gelöst werden [75]:

- Durch „**trial and error**“: Hierbei werden Werkstoffkennwerte zunächst angenommen, mit denen das direkte Problem gelöst wird; auf Basis der Ergebnisse wird dann ein neuer Parametersatz abgeschätzt. Um auf diese Weise zu einer akzeptablen Lösung zu gelangen, werden hohe Vorkenntnisse verlangt. Diese Methode ist auch nur sinnvoll anwendbar, bei nicht allzu komplexen Werkstoffmodellen.
- Durch „**hand-fitting**“: Hierbei werden Annahmen getroffen oder Vorkenntnisse genutzt, z.B. zur Bestimmung der technischen Spannungs-Dehnungs-Kurve aus dem Zugversuch, wobei die technische Spannung als bekannt vorausgesetzt wird.
- Mithilfe **neuronaler Netze**: Dahinter verbirgt sich ein (Lern-)Algorithmus, der aus vorgegebenen In- und Outputdaten (hier: bezüglich des Werkstoffverhaltens) Zusammenhänge erkennt, sodass bei neuem Input auf die zu ermittelnden Werkstoffparameter geschlossen werden kann. In diesem Kontext können als Input die gegebenen Systemvariablen (auch die Systemantwort) des inversen Problems verstanden werden.
- Durch Methoden der (nichtlinearen) **Optimierung**: Hier wird eine von der Problemstellung abhängige Fehlerfunktion aufgestellt und gegebenenfalls unter Vorgabe von Randbedingungen minimiert. Diese Methoden sind allgemein anwendbar.

Verfügbare Optimierungsmethoden lassen sich in verschiedene Kategorien einteilen: linear/ nicht-linear, eindimensional/ mehrdimensional, gradientenbasiert/ gradientenfrei oder deterministisch (reproduzierbar)/ stochastisch. Für die aktuelle Problemstellung sind lediglich nichtlineare, mehrdimensionale Methoden von Interesse.

Zu den gradientenfreien Methoden zählen beispielsweise Evolutionsstrategien. Die Evolutionsstrategien sowie die Monte-Carlo-Methoden sind stochastische Methoden. Am häufigsten werden jedoch gradientenbasierte, deterministische Methoden verwendet, wie das Gauss-Newton-Verfahren, der Levenberg-Marquardt-Algorithmus und die SQP-Methode (Sequentielle Quadratische Programmierung). Ein guter Überblick über die verschiedenen Methoden und deren Vor- und Nachteile wird in Dennis und Schnabel [25] gegeben. Um Vorteile zu bündeln und Nachteile auszugleichen, werden auch hybride Methoden verwendet, also zum Beispiel deterministische und stochastische Ansätze miteinander kombiniert.

Alle genannten Methoden werden in einem iterativen Prozess angewendet. Im ersten Schritt wird anhand eines Startparametersatzes das direkte Problem gelöst. Die Methoden unterscheiden sich in erster Linie dadurch, auf welche Weise ein nächster optimierter Parametersatz ermittelt wird.

In Technik und Forschung werden die Methoden der Parameteridentifikation vorrangig angewendet, untersucht und verbessert, um komplexes Verhalten homogener Werkstoffe mathematisch beschreibbar zu machen. Von Rieger [105] wurden beispielsweise verschiedene Methoden bei der Anwendung auf visko-elastisch-plastischen Werkstoff untersucht. Sterthaus [130] wendet

die Parameteridentifikation in Verbindung mit instrumentierter Eindringprüfung an, um Parameter der Spannungs-Dehnungs-Kurve und der Kriecheigenschaften zu gewinnen. Bosseler und Kleuter [12] haben Werkstoffkennwerte von Elastomeren für die Crashberechnung bestimmt. Reynolds und Duvall [102] gehören zu den ersten, die eine Parameteridentifikation an Schweißnähten durchgeführt haben – im Rahmen eines Zugversuchs<sup>2</sup>. Sie bestimmen die Spannungs-Dehnungs-Kurve für Grundwerkstoff, Wärmeeinflusszone und Schweißgut, indem gemittelte Querschnittsspannung und gemessene Dehnung miteinander kombiniert werden. Dabei wird die Annahme getroffen, dass Werkstoff und Spannung im Querschnitt konstant sind („hand-fitting“, siehe oben). Diese Vorgehensweise wird als sogenannte „uniform stress method“ (USM) auch von Sutton et al. [133], Boyce et al. [13], Saranath et al. [113] und Leitao et al. [68] angewendet. Li et al. [70] teilen die Schweißnaht ebenfalls in drei Zonen ein. Der maßgebende Werkstoffparameter (hier  $K_H$  aus der Hollomon-Gleichung) wird jedoch mittels Optimierung, d.h. Fehlerminimierung zwischen Messung und Simulation, für die drei Werkstoffe bestimmt.

Sollen Werkstoffe mit höherem Detaillierungsgrad „identifiziert“ werden, d.h. bei Einteilung in mehr als drei Zonen (wie z.B. bei Sutton et al. [133]) und/oder bei einer höheren Anzahl an Parametern je Werkstoff, kann die Anwendung genannter Optimierungsmethoden in Kombination mit iterativer FE-Simulation sehr zeitaufwendig sein. Bei Anwendung des gradientenbasierten Verfahrens muss allein zur Bestimmung eines neuen Parametersatzes für jeden Parameter eine gesonderte FE-Berechnung durchgeführt werden, um Sensitivitäten über finite Differenzen ermitteln zu können. Werden mehrere Iterationen durchlaufen, erhöht sich die Anzahl benötigter Berechnungen entsprechend. Bei einem Detaillierungsgrad vergleichbar mit dem des Rasters bei der optischen Dehnungsmessung oder der Härtemessung mit mehreren hundert Messpunkten, ist diese Vorgehensweise nicht mehr sinnvoll.

Aus diesem Grund wenden Louédec et al. [72] sowie Saranath und Ramji [112] die „Virtual Fields Method“ (VFM) [94] – anstatt begleitender FE-Simulation – im Rahmen der Parameteroptimierung bei Schweißnähten an. Dabei wird eine Funktion mit den virtuellen Arbeiten aufgestellt und minimiert. Allerdings ist die Anwendung dieser Methode auf elastisch-plastische Beanspruchung noch in der Entwicklung – wie Pierron und Grédiac [94] selbst darlegen – sodass das Problem der Parameteridentifikation für lokale Spannungs-Dehnungs-Kurven bei Werkstoffinhomogenitäten damit noch nicht zufriedenstellend gelöst werden konnte.

Tomasella et al. [135] verwenden die Methode der künstlichen neuronalen Netze für die Parameteridentifikation und wenden diese auch auf Bauteile mit – in diesem Fall durch Umformung erzeugten – Werkstoffinhomogenitäten an [136]. Hier wird die Methode in der Weise verwendet, dass in der Datenbasis statische Werkstoffkennwerte als Input und zyklische Werkstoffkennwerte als Output hinterlegt sind und neue zyklische Parameter auf Basis neuer statischer Parameter generiert werden können. Damit handelt es sich hier letztlich um eine individuell erzeugte Korrelation, die aber auch den empirischen und nicht werkstoffmechanisch-basierten Charakter innehat. Die Methode ist stark abhängig von der verfügbaren Datenbasis und kann gegebenenfalls das individuelle, vorliegende inverse Problem nicht zutreffend lösen.

### Fazit:

Die Ausführungen in diesem Abschnitt machen deutlich, dass die Parameteridentifikation im Allgemeinen und im Besonderen die lokaler zyklischer Spannungs-Dehnungs-Kurven bei Werkstoffinhomogenitäten nicht trivial ist. Auch hier bestehen große Abhängigkeiten zur gegebenen Datenbasis. Diese sind jedoch ganz anderer Art als die der Korrelation. Während bei den Korrelationsmethoden von ähnlichen Konstellationen auf die vorliegende geschlossen wird, wird bei der Parameteridentifikation das individuelle, vorliegende Problem gelöst. Insofern ist die Parameteridentifikation den Korrelationsmethoden vorzuziehen.

Allerdings lassen sich in der aktuellen Umsetzung bei Werkstoffinhomogenitäten deutliche Nach-

---

<sup>2</sup>Die Identifikation von statischen Werkstoffparametern wird hier erwähnt, da die Vorgehensweisen im Prinzip auch auf zyklische Beanspruchung übertragbar sind.

teile erkennen:

- Es müssen Annahmen getroffen werden, die unter Umständen nicht gerechtfertigt sind – wie die der konstanten Spannung und des homogenen Werkstoffs im Querschnitt.
- Die Anwendung bekannter Optimierungsmethoden in Verbindung mit FE-Simulationen ist bei einer sehr hohen Anzahl von Parametern – die bei einer Vollflächen-Parameteridentifikation mit unbekannten Werkstoffzonen immer gegeben ist – nicht mehr sinnvoll und unter Umständen auch nicht möglich.
- Die „Virtual Fields Method“ im Rahmen der Optimierung als Alternative zur FE-basierten Parameteridentifikation ist bei elastisch-plastischer Beanspruchung noch nicht anwendbar.

#### 5.1.1.3 Werkstoffkennwerte anhand von Mikroproben

Boronski [9] bestimmt lokale zyklische Werkstoffkennwerte einer Schweißnaht anhand von Mikroproben. Die Proben werden aus dem Grundwerkstoff, aus der Wärmeeinflusszone sowie aus dem Schweißgut herausgearbeitet, sodass jede Zone separat untersucht werden kann. Untersuchungen dieser Art wurden bereits von Rao et al. [100] sowie Cam et al. [14] zur Bestimmung lokaler Spannungs-Dehnungs-Kurven bei statischer Beanspruchung durchgeführt.

Boronski weist darauf hin, dass die Belastungsrichtung einen Einfluss auf das Ergebnis hat. Sind Werkstoffkennwerte quer zur Naht von Interesse und liegt eine schmale Wärmeeinflusszone vor, können die Abmessungen des Prüfquerschnittes der Mikroproben im Sub-Millimeter-Bereich liegen.

Ein Vorteil dieser Methode ist, dass neben lokalen zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven gleichzeitig lokale Werkstoff-Wöhlerlinien bestimmt werden können.

Nachteilig ist jedoch, dass spezielle Versuchseinrichtung notwendig ist, um Mikroproben verwenden zu können und dass die Fertigung der Proben sehr aufwendig ist. Außerdem kann der Werkstoff nie so lokal bestimmt werden wie mithilfe instrumentierter Eindringprüfung oder auf Basis lokal gemessener Dehnungen.

#### 5.1.1.4 Methode mithilfe der Diffraktometrie mit Synchrotronstrahlung

Workowski [142] beschreibt die Nutzung der Diffraktometrie mit Synchrotronstrahlung zur Ermittlung von Fließgrenzen lokaler statischer Spannungs-Dehnungs-Kurven in Schweißnähten. Die Vorgehensweise ließe sich jedoch analog auf lokale Beanspruchungspfade bei zyklischer Belastung übertragen.

Mit dieser Methode werden elastische Dehnungen – hier: im Bereich der Stumpfnahse einer Zugprobe – gemessen, die durch äußere Belastung hervorgerufen wurden. Die elastischen Dehnungen steigen mit der Last proportional an bis die Fließgrenze erreicht ist. So lässt sich verfolgen, wo bei welcher Kraft Fließen eintritt. Die Fließspannung wird unter der Annahme abschnittsweise konstanter Werkstoffe im Querschnitt bei Fließen in Querschnittsmitte bestimmt.

Diese Annahme ist in vielen Fällen jedoch nicht gerechtfertigt, da oftmals Inhomogenitäten auch innerhalb eines Querschnittes vorhanden sind. Nachteilig ist außerdem, dass für die Anwendung dieser Methode spezielle Versuchstechnik benötigt wird. Die beschriebenen Messungen wurden deshalb im Helmholtz-Zentrum Berlin durchgeführt. Von Workowski wurde die Methode auch lediglich zur Validierung der Ergebnisse nach Anwendung des oben beschriebenen Dao-Algorithmus' eingesetzt.

### 5.1.2 Transientes Verhalten des Werkstoffs X6CrNiNb18-10 (1.4550) unter Ermüdungsbeanspruchung

Als transient wird das über die Lebensdauer veränderliche Werkstoffverhalten bezeichnet. Oft treten mit zunehmender Zyklenzahl Veränderungen im Werkstoff auf, die sich als Ver- oder Ent-

festigung und/oder als zyklische Relaxation oder zyklisches Kriechen bemerkbar machen. Zum transienten Verhalten des Werkstoffs 1.4550 sind bereits mehrere teils umfangreiche Arbeiten verfasst worden, z.B. [77, 117]. Hier wird jedoch nur auf einige der Erkenntnisse eingegangen, welche für die weiteren Ausführungen in dieser Arbeit von Interesse sind. Dies betrifft in erster Linie den Aspekt der Ver- und Entfestigung des Werkstoffs.

In Abschnitt 2.1 wurde bereits erwähnt, dass das Bilden und Wandern von Versetzungen maßgeblich für die Ermüdung des Werkstoffs ist. Macherauch und Mayr [74] beschreiben, dass sich durch zyklische Beanspruchung in kubisch-flächenzentrierten Werkstoffen (z.B. austenitischen Stählen) nach und nach charakteristische Versetzungsstrukturen ausbilden, die sich je nach Höhe der Beanspruchung unterscheiden. Bei Beanspruchung durch große Amplituden bildet sich typischerweise eine Versetzungszellstruktur aus; die Beanspruchung durch kleine Amplituden führt hingegen zu einer sogenannten Debrisstruktur. Je nachdem, ob der Werkstoff vor der zyklischen Beanspruchung im rekristallisierten Zustand vorlag oder bereits kaltverformt wurde, muss sich die (charakteristische) Versetzungsstruktur erst neu bilden oder die bereits vorhandene Struktur wird durch Versetzungsreaktionen umgeordnet und so in den der Beanspruchungshöhe entsprechenden charakteristischen Zustand überführt. Neubildung von Versetzung wird in der Regel sichtbar durch eine zyklische Verfestigung, Versetzungsumordnung kaltverfestigter Werkstoffe zeigt sich in der Regel durch Entfestigung. Macherauch weist aber auch darauf hin, dass zum Aufbau einer Versetzungszellstruktur sowie zum Erreichen der charakteristischen Zellstruktur nach Kaltverformung eine hohe Stapelfehlerenergie notwendig ist. Martinez et al. [79] haben festgestellt, dass Niob die Stapelfehlerenergie senkt und beim Werkstoff 1.4550 unter anderem deshalb nicht mit dem kfz-typischen Werkstoffverhalten gerechnet werden kann.

Medhurst [82] konnte bei metastabilen austenitischen Stählen, zu denen auch der Werkstoff 1.4550 gehört<sup>3</sup>, zyklische Entfestigung nach Kaltverformung beobachten. Allerdings ist das transiente Verhalten dieser Stähle weitaus komplexer, da es bei (elastisch-)plastischen Amplituden zusätzlich zur Phasenumwandlung von Austenit in wechseldehnungsinduzierten (kubisch-raumzentrierten)  $\alpha'$ -Martensit kommen kann. Diese macht sich durch eine starke und in der Regel stetige bis zum Versagen andauernde Verfestigung bemerkbar. Über die Lebensdauer betrachtet, wird nach einer Inkubationsphase mit zunehmender Zyklenzahl weiterer Austenit in Martensit umgewandelt, d.h. der Martensitanteil steigt. Ein Grenzwert für den maximal umwandelbaren Anteil an Austenit, der nach Medhurst bei ca. 85 % liegt, wird bis zum Anriss selten erreicht.

In Zugversuchen (bei Raumtemperatur) konnte bei metastabilen austenitischen Stählen – zu denen auch der Werkstoff 1.4550 zählt – erst ab circa 10 % Gesamtdehnung Martensit entdeckt werden [127, 115]. Smaga et al. [127] zeigen aber, dass bei zyklischer Beanspruchung durch kumulierte Dehnungsenergiegedichte auch bei kleinen Dehnungsamplituden ( $\epsilon_{pl} = 0,2\%$ , hier am Beispiel des X10CrNiNb18-9)  $\alpha'$ -Martensit entstehen kann. Unterhalb einer Dehnungsenergiegrenze findet aber auch bei zyklischer Beanspruchung keine Phasenumwandlung mehr statt, da dann die zur Umwandlung benötigte Energie nicht mehr ausreicht [82].

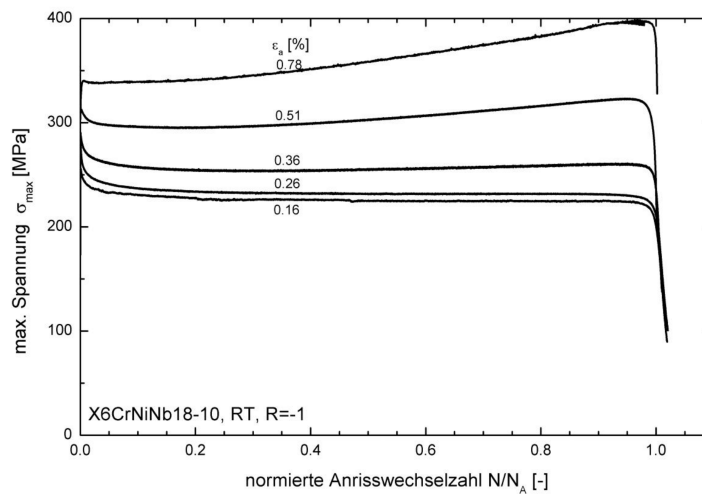
Als weitere Voraussetzung für eine Phasenumwandlung muss ein thermodynamisch metastabiler Zustand<sup>4</sup> im Werkstoff vorliegen. Für das Vorliegen dieses Zustandes ist die Legierung in Verbindung mit einer entsprechend niedrigen Temperatur verantwortlich. Beim Werkstoff 1.4550 wirkt sich der niedrige nominelle Kohlenstoffgehalt und dessen zusätzliche Abbindung in Stabi-

<sup>3</sup>In der Literatur werden metastabile Stähle auch mit einem Mindestgehalt an  $\delta$ -Ferrit in Verbindung gebracht (vgl. [26, 119]), der hier, d.h. im Grundwerkstoff, definitiv nicht gegeben ist. Smaga et al. [127], Schoß [117], Müller-Bollenhagen [86] und andere bezeichnen aber auch austenitische Chrom-Nickel-Stähle, die von ihrer Zusammensetzung her eine Nähe zum Ferrit- und/oder Martensitgebiet aufweisen – siehe Maurer-Diagramm, z.B. in [26], oder Schaeffler-Diagramm (Abbildung 3.6) – und mitunter deshalb die Fähigkeit zur Phasenumwandlung besitzen, als metastabil.

<sup>4</sup>Der metastabile Zustand betrifft hier die Austenit(phasen)stabilität, d.h. seine Stabilität hinsichtlich Phasenumwandlung. Im Gegensatz dazu bezeichnet Niob-Stabilisierung die Stabilisierung hinsichtlich Korrosion. Die zyklische Stabilisierung bezeichnet das Erreichen eines stabilen Zustandes hinsichtlich Ver- oder Entfestigung.

lisierungskarbiden begünstigend für die Martensitbildung aus, siehe Schoß [117]. Beobachtungen dieser Art haben auch Krupp et al. [58] sowie Hahnenberger et al. [41] gemacht. Krupp et al. zeigen, dass eine hohe Kohlenstoffkonzentration die Austenitphase auch bei zyklischer Beanspruchung stabilisiert. Hahnenberger et al. zeigen, dass Stähle mit hohen (gegenüber denen mit geringen) statischen Austenitstabilitäten – erkennbar an niedrigen Kennwerten  $M_S^5$  und  $M_{d30}^6$  – auch bei zyklischer Beanspruchung einen geringeren Martensitanteil im Gefüge bilden. Niob-legierte Stähle – was auch auf den 1.4550 zutrifft – weisen laut Hahnenberger et al. eine deutlich geringere Austenitstabilität (d.h. mehr zyklisch deformations-induzierte Martensitanteile) auf als Titan-legierte Stähle oder Stähle ohne diese Zusätze. Neben den Legierungsanteilen spielt, wie erwähnt, auch die Beanspruchungstemperatur eine maßgebliche Rolle. Je höher die Temperatur ist, desto kleiner sind die Martensit-Phasenanteile. Als Grenztemperatur, bei der auch unter höchster (statischer) Umformung kein Martensit mehr entsteht, wird  $M_d$  angegeben oder ersatzweise die bereits genannte Temperatur  $M_{d30}$ , die für den Werkstoff 1.4550 nach [137]  $26^\circ\text{C}$  beträgt. Dies deckt sich mit Aussagen von Lo et al. [71], wonach die Umwandlung in  $\alpha'$ -Martensit bei metastabilen austenitischen Stählen maximal bei Raumtemperatur stattfindet.

Dazu passen auch die Versuchsergebnisse, die im Rahmen mehrerer Forschungsvorhaben [125, 57, 110] am Werkstoff 1.4550 erarbeitet wurden. Die Stahlproben wurden jeweils in einem homogenen Werkstoffzustand (ohne Kaltverfestigung) – was durch Abtragen der Randschicht [125] oder durch Lösungsglühen [110] sichergestellt wurde – mit konstanter Dehnungsamplitude und konstantem Dehnungsverhältnis  $R_\varepsilon = -1$  geprüft. Bei Raumtemperatur konnte ab einer Dehnungsamplitude von ca. 1 % eine stetige Verfestigung bis zum Anriss ohne Erreichen eines stabilisierten Zustandes beobachtet werden; bei Beanspruchung durch kleinere Amplituden verhält sich der Werkstoff zyklisch quasineutral [125, 57] oder entfestigt [110]. Dieses für den Werkstoff 1.4550 bei Raumtemperatur typische transiente Verhalten ist in Abbildung 5.1 dargestellt. Es weist



**Abbildung 5.1:** Transientes Verhalten des Werkstoffs 1.4550 (in homogenem Zustand ohne Kaltverfestigung) in Abhängigkeit von der Höhe der Dehnungsamplitude [110]

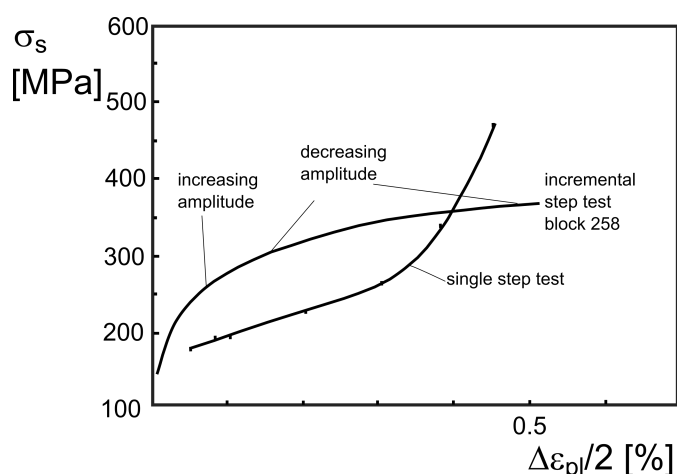
Parallelen zum Verhalten des X3CrNi18-9 auf, das in [16] dokumentiert ist. Bei hohen Temperaturen konnte eine stetige Verfestigung (bei hohen Amplituden) nicht mehr festgestellt werden. Dass die Verfestigung bei Raumtemperatur auf Martensitbildung zurückzuführen ist, wurde nur im BMBF-Forschungsvorhaben [110] mithilfe magnetischer Messung überprüft. Bayerlein et al. [6] zeigen am artverwandten Werkstoff X2CrNi19-11 – der jedoch eine deutlich niedrigere Temperatur  $M_{d30}$  als Grenzwert hat – dass bei kleinen Amplituden zyklische Verfestigung auch ohne Martensitbildung stattfinden kann.

<sup>5</sup>Martensit-Starttemperatur bei (reiner) Abkühlung

<sup>6</sup>Temperatur, bei der sich nach Beanspruchung  $\varepsilon = 30\%$  ein Martensitgehalt von 50% feststellen lässt

Werden metastabile Werkstoffe vor der zyklischen Beanspruchung kaltverformt, kommt es in Abhängigkeit von der Höhe der Dehnungsamplitude (und dem Grad der Vorreckung) zunächst zur zyklischen Entfestigung und anschließend zur zyklischen Verfestigung, wie Medhurst [82] am Beispiel des X5CrNi18-10 (Einstufen-Versuch) gezeigt hat.

Bei Mehrstufen-Beanspruchung ist das transiente Verhalten noch komplexer, wie Ergebnisse aus dem Incremental Step Test (IST) ergeben haben. Abbildung 5.2 zeigt das typische Verhalten dieser metastabilen Stähle am Beispiel des artverwandten Stahls 1.4306 (X2CrNi18-9, AISI 304L). Die im IST ermittelte zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve liegt über der durch Einstufen-Versuche ermittelten Kurve, bis sich die Kurven im Bereich sehr hoher Dehnungen schneiden. Die Diskrepanz zwischen beiden Kurven ist dabei abhängig vom gewählten Block des IST, der der Spannung-Dehnungs-Kurve zugrunde liegt: Je mehr Block-Zyklen der Werkstoff zuvor erfahren hat, desto stärker macht sich die Verfestigung bemerkbar. Erklären lässt sich dieses Phänomen durch die kumulierte Martensitbildung bei Beanspruchung durch hohe Amplituden. Diese Verfestigung ist im Gegensatz zur Verfestigung durch Versetzungsbehinderung (z.B. bei Kaltverformung ohne Martensitbildung) irreversibel [82]. So wirkt sich im IST die Verfestigung auch auf nachfolgende kleine Amplituden aus; bei Einstufen-Beanspruchung auf niedrigem Dehnungsniveau findet hingegen keine Verfestigung statt. Umgekehrt ist bei hohen Dehnungsamplituden im Einstufen-Versuch die kumulierte Dehnungsenergiedichte größer (d.h. es konnte mehr Martensit gebildet werden) als bei vergleichbarer Zyklenzahl im IST mit einer kleineren Anzahl an hohen Amplituden. Deshalb liegt die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve aus dem Einstufen-Versuch bei hohen Dehnungsamplituden über der im IST ermittelten Kurve.



**Abbildung 5.2:** Vergleich zyklischer Spannungs-Dehnungs-Kurven des austenitischen Stahls 1.4306 (AISI 304 L) aus IST und Einstufen-Versuchen nach Bayerlein et al. [5]

#### Fazit:

Die Ausführungen zeigen, dass der Werkstoff 1.4550 ein ausgeprägtes transientes Verhalten aufweist – insbesondere bei Beanspruchung durch hohe elastisch-plastische Dehnungsamplituden. Da die Versuche im Rahmen dieser Arbeit auch auf einem solch hohen Dehnungsniveau durchgeführt wurden, ist auch hier mit transientem Verhalten zu rechnen.

Allerdings wurde hier Martensit nur in höchstbeanspruchten und randnahen Bereichen auf Basis lichtmikroskopischer Untersuchungen entdeckt, siehe Abschnitt 3.6.2. Und das in Abschnitt 3.9.8.1 beobachtete (global) zyklisch stabile Werkstoffverhalten lässt zunächst nicht auf lokales transientes Verhalten schließen.

Die in Abschnitt 3.7.2.1 dargestellten, hohen gemessenen Härten (im Ausgangszustand) im Bereich der Wurzellage deuten jedoch auf Verfestigung hin. Diese Verfestigung wird auf den Schweißprozess zurückgeführt, wie in Abschnitt 2.3 beschrieben. Nach obigen Ausführungen begünstigt eine solche Verfestigung (ohne Martensitbildung) eine zyklische Entfestigung bei Be-

anspruchung auf kleinem Dehnungsamplitudenniveau.

Die hier angestellten Überlegungen bezüglich der Festigkeitsveränderungen werden in einem späteren Teil der Arbeit nochmals aufgegriffen und bekräftigt, nachdem lokale zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurven ermittelt werden konnten.

Es soll aber nochmals festgehalten werden, dass das Schweißgut hinsichtlich der chemischen Zusammensetzung, der Gefügestruktur und der Phasenanteile nicht direkt mit dem Grundwerkstoff vergleichbar ist und deshalb auch sein transientes Verhalten abweichen kann.

### 5.1.3 Werkstoff-Wöhlerlinien

Die Beanspruchbarkeit eines Werkstoffs im Kurzzeitfestigkeitsbereich wird in Dehnungswöhlerlinien festgehalten. Die Dehnungswöhlerlinie steht, wie in Abschnitt 2.2.2 bereits erwähnt wurde, über die Verträglichkeits- bzw. Kompatibilitätsbedingung in Zusammenhang mit der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve. Somit hat jede Dehnungswöhlerlinie eine zugehörige zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve. Umgekehrt ist es allerdings nicht möglich aus einer ermittelten zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve eine einzige zugehörige Wöhlerlinie zu bestimmen: In den Kompatibilitätsgleichungen 2.8 und 2.9 stehen den zwei bekannten Parametern  $K'$  und  $n'$  der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve die vier Unbekannten  $b$ ,  $c$ ,  $\sigma'_f$ , und  $\varepsilon'_f$  der Wöhlerlinie gegenüber (bei Verwendung der Ramberg-Osgood- und der Manson-Coffin-Gleichung).

Allerdings zeigt eine Vielzahl von Versuchen, dass im Bereich hoher Dehnungsamplituden auch für Stähle mit stark unterschiedlicher zyklischer Festigkeit, d.h. bei denen sich die zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven deutlich voneinander unterscheiden, keine nennenswerten Unterschiede in der Lebensdauer festgestellt werden können, z.B. [44, 62]. Diese Beobachtung kommt auch in den Abschätzformeln für die Dehnungswöhlerlinie nach dem „Uniform Material Law“ (UML) von Bäumel und Seeger [4] sowie nach der „Medians-Methode“ von Meggiolaro und Castro [83] zum Tragen: Die Zugfestigkeit  $R_m$  und damit auch der Parameter  $K'$  hängen nur mit dem Wöhlerlinien-Parameter  $\sigma'_f$  des elastischen Anteils zusammen<sup>7</sup>. Der plastische Anteil der Wöhlerlinie, der bei hohen Dehnungsamplituden (d.h. im Kurzzeitfestigkeitsbereich) maßgebend ist, bleibt von Unterschieden in der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve unberührt (vgl. Tabelle 5.1).

Auch Wang und Shang [140] stellen diesen Zusammenhang auf. Sie begründen dies mit Versuchsergebnissen, in denen  $b$  und  $c$  und damit auch  $n'$  als konstant beobachtet wurden, sowie der linearen Korrelation von  $K'$  und  $\sigma'_f$ . Aus Gründen der Kompatibilität muss dann auch  $\varepsilon'_f$  konstant sein.

Medhurst [82] hat Ähnliches bei drei verschiedenen metastabilen Stählen (siehe Abschnitt 5.1.2) festgestellt, die zuvor kaltverformt wurden: Die Parameter der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve hatten sich gegenüber denen des Werkstoffs ohne vorherige Kaltverformung stark verändert (Verfestigung des Werkstoffs); der Verlauf der Dehnungswöhlerlinie aller drei Werkstoffe war im Bereich hoher Amplituden davon aber praktisch unabhängig. Bei Bestimmung der zur zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve gehörenden Dehnungswöhlerlinie macht er deshalb folgenden Ansatz: Die Parameter des plastischen Anteils der Wöhlerlinie ( $c$  und  $\varepsilon'_f$ ), die für den Zustand ohne Vorverformung bekannt sind, werden konstant gehalten; nur die Parameter des elastischen Anteils sind variabel. Letztere lassen sich dann über die Gleichungen 5.1 und 5.2 mithilfe der bereits bestimmten Parameter  $K'$  und  $n'$  unter Erfüllung der Kompatibilität berechnen.

$$b = n' \cdot c_{\text{const.}} \quad (5.1)$$

$$\sigma'_f = K' \cdot \varepsilon'_{f,\text{const.}}^{n'} \quad (5.2)$$

Letztlich zeigen Hahnenberger et al. [41] an drei metastabilen Stählen, die mit einer konstanten (totalen) Dehnungsamplitude von 1 % bei  $R_\varepsilon = -1$  beansprucht wurden, dass selbst bei verschie-

<sup>7</sup>beim UML bis zu einer Zugfestigkeit von 630 MPa



den starker Martensitbildung die Lebensdauer aller Stähle annähernd gleich ist.

**Fazit:**

Die beschriebenen Untersuchungen zeigen, dass die Lebensdauer für Stähle mit unterschiedlichen Parametern der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve auch bei Kenntnis der Wöhlerlinie von nur einem dieser Stähle in sehr guter Näherung über obige Zusammenhänge bestimmt werden kann.

Dieser Umstand erweist sich als vorteilhaft bei der Lebensdauerberechnung der vorliegenden Schweißnähte unter Berücksichtigung der Werkstoffinhomogenität, da sich die lokalen zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven leichter (separat) bestimmen lassen als die lokalen Werkstoff-Wöhlerlinien. Allerdings wäre die Kenntnis der Wöhlerlinien aller lokaler Werkstoffe auch nicht notwendig, da das Versagen nur in bestimmten Werkstoffen auftritt – hier: im Grundwerkstoff oder im Werkstoff an der Nahtkerbe.

## 5.2 Weitere Einflussgrößen

Neben dem Werkstoff können folgende weitere Einflussgrößen auf die Schwingfestigkeit genannt werden (in Anlehnung an [97]):

- Mehrachsigkeit
- Probengröße
- Oberflächenverfestigung
- Eigenspannungen
- Oberflächenrauigkeit
- Temperatur
- Korrosion
- Mittelspannung

Es sind aber nicht alle Einflussgrößen im Kurzzeitfestigkeitsbereich relevant oder Gegenstand der Arbeit und sollen deshalb vorher begründet aussortiert werden. Ansonsten werden Möglichkeiten aufgezeigt, diese zu berücksichtigen.

Natürlich hat auch die **Geometrie** einen großen Einfluss auf die Lebensdauer. Im Kurzzeitfestigkeitsbereich gewinnt zudem die globale Geometrie gegenüber der Kerbgeometrie an Bedeutung, da sich auch größere Bereiche plastisch verformen können. Sie ist aber im Finite-Elemente-Modell direkt berücksichtigt (bei den späteren Berechnungen sogar detailliert, siehe Abschnitt 7.5) im Gegensatz zu den übrigen oben genannten Einflussgrößen und muss deshalb nicht gesondert diskutiert werden. Die Frage nach der Wirksamkeit der Kerbbeanspruchung wird im Rahmen des Einflusses der „Probengröße“ (Mikrostützwirkung) angesprochen.

Eine mehrachsige Beanspruchung ist hier schon allein aufgrund der Werkstoffinhomogenität gegeben. Der Einfluss der **Mehrachsigkeit** lässt sich auch im Kurzzeitfestigkeitsbereich gut einfangen, wenn Vergleichsdehnungen bei Ermittlung der Lebensdauer zugrunde gelegt werden – sofern proportionale Beanspruchung vorliegt, siehe Sonsino und Grubisic [128] oder Hoffmann und Seeger [48].

Die Vergleichsdehnungsschwingbreite lässt sich mit folgender Gleichung bestimmen (siehe auch [109]):

$$\Delta\varepsilon_v = \frac{\sqrt{2}}{2(1+\nu)} \cdot \sqrt{(\Delta\varepsilon_x - \Delta\varepsilon_y)^2 + (\Delta\varepsilon_y - \Delta\varepsilon_z)^2 + (\Delta\varepsilon_z - \Delta\varepsilon_x)^2 + \frac{3}{2}(\Delta\gamma_{xy}^2 + \Delta\gamma_{yz}^2 + \Delta\gamma_{xz}^2)} \quad (5.3)$$

Die Berechnung erfolgt getrennt für den elastischen und den plastischen Anteil mit  $\nu_{el} = 0,3$  bzw.  $\nu_{pl} = 0,5$ . Alternativ kann der elastische Anteil auch über Gleichung 5.4 bestimmt werden:

$$\Delta\varepsilon_{el,v} = \frac{\Delta\sigma_v}{E} \quad (5.4)$$

Darin beschreibt  $\Delta\sigma_v$  die Vergleichsspannungsschwingbreite nach von Mises, die sich – wie folgt – zusammensetzt:

$$\Delta\sigma_v = \sqrt{\frac{1}{2}[(\Delta\sigma_x - \Delta\sigma_y)^2 + (\Delta\sigma_y - \Delta\sigma_z)^2 + (\Delta\sigma_z - \Delta\sigma_x)^2 + 6(\Delta\tau_{xy}^2 + \Delta\tau_{yz}^2 + \Delta\tau_{xz}^2)]} \quad (5.5)$$

Auf weitere Ansätze, die insbesondere nicht-proportionale Beanspruchung betreffen, wird deshalb hier nicht näher eingegangen. Ein Überblick darüber wird beispielsweise in [97] gegeben.

Bei zunehmender **Probengröße** wird auch bei gleicher Beanspruchung eine Abnahme der Lebensdauer beobachtet. Dieses Phänomen wird auch als **Größeneinfluss** bezeichnet. Nach Kloos [53] können verschiedene Arten des Größeneinflusses unterschieden werden, die die Ursachen beschreiben:

- spannungsmechanischer (geometrischer) Größeneinfluss:  
aufgrund verschiedener wirksamer Spannungen an Kerben (oder allgemein Stellen inhomogener Beanspruchung, verursacht durch die Geometrie) bei Änderung der Probengröße mit proportionaler Anpassung der Kerbgeometrie – erklärbar durch unterschiedliche Spannungsgefälle (vgl. auch Kaffenberger [52])
- statistischer Größeneinfluss:  
je größer der hochbeanspruchte Bereich ist, desto größer ist auch die Wahrscheinlichkeit einer rissinitiierenden Fehlstelle (vgl. auch Kaffenberger [52])
- technologischer oder oberflächentechnischer Größeneinfluss:  
verursacht probengrößenabhängige Eigenspannungen, Randschichten, Rauigkeiten etc.

Der Einfluss von Oberfläche und Randschicht wird im Rahmen des Örtlichen Konzeptes individuell für das jeweilige Bauteil mit entsprechender Größe erfasst (siehe unten). Somit muss der technologische oder oberflächentechnische Größeneinfluss an dieser Stelle nicht weiter betrachtet werden.

Nach Boller [8] ist auch „der sog. spannungsmechanische Größeneinfluss beim Örtlichen Konzept bedeutungslos.“ Er begründet dies mit der Annahme, auf die das Örtliche Konzept fußt, dass sich „der Werkstoff im Kerbgrund so verhält wie ein ungekerbter Probestab unter derselben Beanspruchung“. Für große gekerbte Bauteile muss folglich eine große ungekerbte Probe betrachtet werden und für kleine Kerben eine kleine ungekerbte Probe. Da diese keinen Spannungsgradienten aufweisen, kommt Boller zufolge nur die Berücksichtigung des statistischen Größeneinflusses in Betracht. Die Versuche, die dem daraufhin entwickelten Konzept (zur Berücksichtigung des statistischen Größeneinflusses) zugrunde liegen, wurden hauptsächlich im Zeitfestigkeitsbereich durchgeführt.

Seibel und Beck [124] haben bei Untersuchungen an ungekerbten Zug-Druck-Proben aus Nickel-Basis-Superlegierungen festgestellt, dass auch ein statistischer Größeneinfluss bei hohen Dehnungsamplituden kaum mehr zu beobachten ist. Sie begründen dies damit, dass im Kurzzeitfestigkeitsbereich plastische Deformationen über einen großen Bereich erfolgen, die eine hohe

Anzahl an Gleitbändern aktivieren unabhängig von der Probengröße. Diese Beobachtungen passen zu den Versuchsergebnissen an glatten Proben, die in Rie und Lachmann [104] dokumentiert sind. Der Einfluss des Probendurchmessers (bei konstantem Verhältnis von Länge des Prüfbereichs zu Probendurchmesser  $l_0/d_0$ ) auf die Lebensdauer nahm zu höheren Dehnungsamplituden hin ab: bereits ab einer Dehnungsamplitude von 1,2 % gingen die Abweichungen im Rauschen der Messdaten unter<sup>8</sup>. Auch hier wird das stärkere Plastizieren als Grund angeführt.

Den vorigen Ausführungen folgend, müsste im Kurzzeitfestigkeitsbereich (ab ca.  $\varepsilon_a = 1,2\%$ ) bei Anwendung des Örtlichen Konzepts kein Größeneinfluss berücksichtigt werden.

Demgegenüber steht unter anderem Neubers Theorie der Mikrostützwirkung, die Neuber auch in Kombination mit der Makrostützwirkung sieht [89]. Die Mikrostützwirkung kann als Berücksichtigung des spannungsmechanischen Größeneinflusses interpretiert werden. Die Makrostützwirkung beschreibt hingegen die Spannungsumlagerung auf Werkstoffbereiche im Bauteilinneren infolge elastisch-plastischer Beanspruchung, die über den lokalen Bereich der Kerbe hinaus vorhanden ist. Sie wird automatisch bei Simulation mit elastisch-plastischem Werkstoff berücksichtigt.

Den Effekt der Mikrostützwirkung bildet Neuber ab, indem er die Vergleichsspannungsverteilung von der Kerbe ins Bauteilinnere über eine Ersatzstrukturlänge  $\rho^*$  mittelt. Aus der auf diese Weise abgeminderten Kerbspannung lässt sich auch eine abgeminderte Formzahl  $K_f$  (anstatt  $K_t$ ) berechnen oder alternativ ein fiktiv vergrößerter Kerbradius herleiten. Die Kombination beider Stützwirkungen erfolgt nach Neuber [89], indem der „Kerbfaktor  $\bar{\alpha}$ , der aus dem Hooke’schen Kerbfaktor  $\alpha_H$  durch Berücksichtigung der strukturell bedingten Mikrostützwirkung [...] hervorgeht“, in der Neuber-Formel Anwendung findet (Gleichung 5.6). Diese Vorgehensweise wird auch im sogenannten  $K_f$ -Verfahren (siehe z.B. [8] oder [18]) umgesetzt (wobei  $K_f = \bar{\alpha}$  und  $K_t = \alpha_H$ , Gleichung 5.6) – im Vollplastischen auch mit Erweiterung durch die \*-Terme [123]<sup>9</sup> (Gleichung 5.7).

$$\sigma_{\rho^*} \cdot \varepsilon_{\rho^*} = \bar{\alpha}^2 \cdot \sigma_N \cdot \varepsilon_N \equiv \frac{K_f^2 \cdot S^2}{E} \quad (5.6)$$

$$\sigma_{\rho^*} \cdot \varepsilon_{\rho^*} = \frac{K_f^2 \cdot S^2}{E} \cdot \frac{e^* \cdot E}{S^*} \quad (5.7)$$

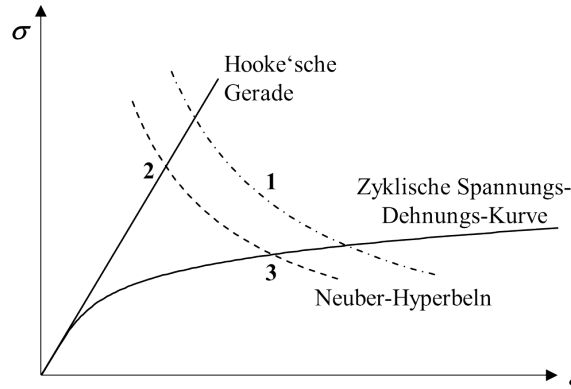
Natürlich muss heute die elastisch-plastische Beanspruchung nicht mehr über die Neuber-Hyperbel ermittelt werden, sondern kann einer FE-Berechnung mit entsprechendem Werkstoff direkt entnommen werden. Der Ansatz könnte in abgewandelter Form dennoch Anwendung finden: Mit bekannten Beanspruchungen aus elastisch-plastischer Berechnung und begleitender elastizitätstheoretischer Berechnung lässt sich der \*-Term in der Neuber-Formel durch einen konkreten für den jeweiligen Fall gültigen Faktor  $f$  ersetzen (Gleichung 5.8 und (1) in Abbildung 5.3). Wird nun die Mikrostützwirkung in der elastischen Berechnung berücksichtigt (z.B. durch Mittelung über die Ersatzstrukturlänge  $\rho^*$ ), ergibt sich die abgeminderte elastische Beanspruchung, (2) in Abbildung 5.3. Auf Basis dieser Beanspruchung ergeben sich mithilfe des aus Gleichung 5.8 berechneten Faktors  $f$  die elastisch-plastischen Beanspruchungen, in denen die Mikrostützwirkung berücksichtigt ist (Gleichung 5.9 und (3) in Abbildung 5.3).

<sup>8</sup>Allerdings geht aus den Ergebnissen nicht eindeutig hervor, ob das Versagen bei niedrigeren Amplituden nicht auch am Rand des Prüfbereichs eingetreten ist, der geometrische Inhomogenitäten aufweist. Eine Abhängigkeit von mechanischen Gütewerten konnte ausgeschlossen werden.

<sup>9</sup>Neuber selbst sieht keine \*-Terme vor, da für  $\sigma_N$  gar nicht die tatsächlich vorliegende, sondern eine elastizitätstheoretische Nennspannung verwendet wird. Diese wird über die Hyperbel, ausgehend vom Punkt auf der Spannungs-Dehnungs-Kurve, der auf Höhe der tatsächlichen Nennspannung liegt, als Schnittpunkt mit der Hooke’schen Gerade bestimmt. Der Unterschied zwischen tatsächlicher und elastizitätstheoretischer Nennspannung kommt natürlich erst dann zum Tragen, wenn die zugehörige Nenndehnung nicht mehr im elastischen Bereich liegt.

$$\underbrace{\sigma \cdot \varepsilon}_{\substack{\text{aus el.-pl.} \\ \text{Berechnung}}} = \underbrace{\frac{K_t^2 \cdot S^2}{E}}_{\substack{\text{aus el.-th.} \\ \text{Berechnung}}} \cdot f \quad (5.8)$$

$$\sigma_{\rho^*} \cdot \varepsilon_{\rho^*} = \underbrace{\frac{K_f^2 \cdot S^2}{E}}_{\substack{\text{verminderte} \\ \text{el. Beanspr.}}} \cdot f \quad (5.9)$$



**Abbildung 5.3:** Vorschlag zur Berücksichtigung der Mikrostützwirkung im Vollplastischen

Bei der Spannungsmittelung muss berücksichtigt werden, dass die Ersatzstrukturlänge  $\rho^*$  abhängig vom Werkstoff und dessen 0,2 %-Dehngrenze ist [89]. Der allgemein für Schweißnähte im Zeit- und Dauerfestigkeitsbereich verwendete Wert  $\rho^* = 0,4 \text{ mm}$ , der für Stahlguss mit  $R_{p0,2} = 240 \text{ N/mm}^2$  gilt<sup>10</sup>, lässt sich auf das typischerweise gussähnliche Gefüge an der Nahtkerbe und eine vergleichbare 0,2 %-Dehngrenze bei Baustahl zurückführen. Gussähnliches Gefüge ist an der Nahtkerbe bei den hier untersuchten Nähten nicht mehr gegeben (siehe Abbildung 3.34), die 0,2 %-Dehngrenze liegt bei ca.  $260 \text{ N/mm}^2$  (Mittelwert aus Tabelle 3.2 für den Grundwerkstoff, was aber auch näherungsweise für den Werkstoff an der Kerbe zutreffend ist, wie spätere Ergebnisse zeigen werden). Für den austenitischen Stahl ergäbe sich nach Neuber [89]  $\rho^* \approx 0,33 \text{ mm}$ .

**Hinweis:** Die Spannungsmittelung über  $\rho^*$  unter Verwendung obiger Werte für die Ersatzstrukturlänge ist für die Anwendung im Elastischen vorgesehen. Um auf die mit Gleichung 5.9 ermittelten Werte durch direkte Spannungsmittelung auf Basis der elastisch-plastischen Berechnung zu kommen, müsste eine deutlich kleinere „Ersatzstrukturlänge“ verwendet werden. Es zeigte sich aber an Testbeispielen, dass die zu verwendende „elastisch-plastische Ersatzstrukturlänge“ abhängig von der Last- bzw. Beanspruchungshöhe ist.

Bosch et al. [11] schlagen als Näherung einen konstanten Wert für die „elastisch-plastische Ersatzstrukturlänge“  $\rho_{\text{el-pl}}^*$  vor, der anhand von Versuchsergebnissen ermittelt wurde. Er ist mit  $0,075 \text{ mm}$  deutlich kleiner als  $\rho^*$ , wie erwartet.

Wie oben bereits angesprochen, kann auch ein fiktiv vergrößerter Kerbradius zur Berücksichtigung der Mikrostützwirkung (in der FE-Simulation) verwendet werden, den Neuber mit  $\rho_f = \rho + s \cdot \rho^*$  angibt, wobei  $\rho$  der reale Kerbradius ist und  $s$  der Mehrachsigenfaktors, der abhängig von der Beanspruchungsart und der gültigen Festigkeitshypothese ist. Für Zug und Biegung (bei Flachstäben) folgt unter Ansatz der Oktaederschubhypothese  $s = 2,5$ .

<sup>10</sup>Haibach [42] nennt den Wert  $R_{p0,2} = 300 \text{ N/mm}^2$ , der so allerdings nicht im Diagramm bei Neuber [89] zu finden ist

Radaj [96] setzt den realen Kerbradius zu  $\rho = 0$ , um den ungünstigsten Fall abzudecken, und erhält mit  $\rho^* = 0,4 \text{ mm}$  einen fiktiven Kerbradius  $\rho_f = 1 \text{ mm}$ .

Dieser im Zeit- und Dauerfestigkeitsbereich für Blechdicken  $t > 5 \text{ mm}$  etablierte 1 mm-Radius wird auch von Saiprasertkit [111] im Kurzzeitfestigkeitsbereich verwendet – wenn auch mit anderer Begründung. Mit dieser – aber auch mit der neu vorgeschlagenen Methode (Abbildung 5.3) – ergibt sich gleichzeitig eine direkte Anbindung an Konzepte des Zeit- und Dauerfestigkeitsbereichs.

Ungeklärt ist allerdings noch, inwieweit sich der Mikrostützwirkungseffekt im Kurzzeitfestigkeitsbereich tatsächlich zeigt. Bislang fehlt eine systematische Gegenüberstellung von Ergebnissen mit und ohne diesen Effekt, ohne dass diese möglicherweise durch andere Faktoren – wie den Werkstoff – beeinflusst werden. Denkbar wäre ein Vergleich der Lebensdauern kleiner gegenüber denen großer Kerbproben, die die gleiche lokale Beanspruchung aufweisen. Alternativ würde aber auch eine deutlich reduzierte Streuung bei Berechnung der Lebensdauer auf Basis der Werte nach Spannungsmittelung gegenüber denen vor Spannungsmittelung auf einen tatsächlich vorhandenen spannungsmechanischen Größeneinfluss hindeuten (vgl. Kaffenberger [52], der zusätzlich auch die Kombination von spannungsmechanischem und statistischem Größeneinfluss untersucht hat).

Eine Auswertung anhand der vorliegenden Proben ist bei hohen Dehnungsamplituden jedoch nicht möglich, da das Versagen (bzw. der erste Anriss) gar nicht an der Kerbe eintritt, sondern im Grundwerkstoff. Dies ist vorrangig auf die Werkstoffinhomogenität zurückzuführen (siehe spätere Auswertungen). Die anfängliche Vermutung, dass die Mikrostützwirkung durch Beanspruchungsminderung an der Kerbe dazu beigetragen haben könnte, dass die Beanspruchung im Grundwerkstoff maßgebend wird, hat sich nicht bestätigt. Erst dann, wenn der Werkstoff in der Weise berücksichtigt wird, dass die Beanspruchung (Spannungs- und Dehnungsverteilung) realitätsnah abgebildet wird, kann der Größeneinfluss zur Erklärung abweichender Lebensdauern dienen. Es wäre nicht sinnvoll, Methoden zur Berücksichtigung der Mikrostützwirkung im Kurzzeitfestigkeitsbereich zu entwickeln, wenn nicht sichergestellt ist, dass letztgenannte Voraussetzung erfüllt ist; denn dann würde der Mikrostützwirkung möglicherweise einer größerer Effekt zugedacht als berechtigt ist.

Die **Oberflächen- oder Randschichtverfestigung** kommt durch Oberflächenbearbeitung wie beispielsweise Kugelstrahlen (mechanisch) oder Nitrieren (chemisch) zustande oder kann durch Abschrecken mit der Konsequenz der Austenit-Martensit-Umwandlung erzeugt werden [97]. Verfestigung über eine dickere Randschicht würde hier unter der Einflussgröße „Werkstoff“ z.B. im Rahmen einer Parameteridentifikation erfasst werden.

Bei Verfestigung in einer dünnen Randschicht wird der Gesamtverformungsverlauf nahezu völlig vom angrenzenden Werkstoff bestimmt. Denn aus Kompatibilitätsgründen wird der Randschicht der Dehnungsverlauf aufgezwungen, der vom Nachbarwerkstoff vorgegeben ist [120]. Somit kann die in den Schlifflinien erkennbare dünne Schicht mit Martensitanteilen (Abbildung 3.34) für die weiteren Betrachtungen außer Acht gelassen werden.

**Eigenstressen**, die durch Oberflächenbearbeitung (z.B. Kugelstrahlen) oder den Schweißprozess im Bauteil vorhanden sein können, werden im Kurzzeitfestigkeitsbereich als vernachlässigbar angesehen. Denn durch hohe elastisch-plastische Beanspruchung werden Spannungsumlagerungen ermöglicht, sodass die Eigenstressen nicht mehr als Mittelspannung fungieren, wie im Zeit- und Langzeitfestigkeitsbereich.

Der Einfluss der **Oberflächenrauigkeit** wird automatisch erfasst, wenn zur Berechnung der

Lebensdauer Dehnungswöhlerlinien zugrunde gelegt werden, die an Proben mit entsprechender Rauigkeit ermittelt wurden.

Bei Verwendung des Schädigungsparameters  $P_J$  kann die Rauigkeit berücksichtigt werden, indem die Anfangsriszlänge  $a_0$  der polierten Probe um den Betrag der Rautiefe  $R_t$  vergrößert wird [138].

In einem anderen Ansatz ( $\kappa$ - $P$ -Verfahren [120]) wird die Wöhlerlinie um einen Faktor  $\kappa$  oder  $f(\kappa)$  verschoben, wobei  $\kappa$  das Verhältnis der Spannungsdauerfestigkeiten von rauher zu glatter Oberfläche beschreibt.  $\kappa$  kann nach Siebel und Gaier [126] anhand der Rautiefe  $R_z$  und der Zugfestigkeit  $R_m$  abgeschätzt werden. Umgekehrt kann  $\kappa$  auch auf Beanspruchungsseite berücksichtigt werden als Faktor  $K_f = 1/\kappa$  (im Rahmen des  $K_f$ -Verfahrens, siehe oben).

In Chopra und Shack [15] wird speziell auf den Einfluss der Oberflächenrauigkeit für die Werkstoffe AISI 304 und AISI 316NG eingegangen, zu deren Werkstoffgruppe auch der hier vorliegende Stahl 1.4550 (AISI 347) gehört. Der Rauigkeitseinfluss kann faktoriell berücksichtigt werden, indem ein Lebensdauerverhältnis für zwei unterschiedliche Oberflächenbeschaffenheiten gebildet wird, wobei die jeweilige Lebensdauer mithilfe der folgenden Gleichung in Abhängigkeit vom quadratischen Mittenrauwert  $R_q$  berechnet wird:

$$N_i(R_q) = 1012 \cdot R_q^{-0,21} \quad (5.10)$$

Der Faktor zwischen rauher und polierter Oberfläche hinsichtlich der Lebensdauer ergibt sich mithilfe von Gleichung 5.10 als Quotient

$$K_N = N_i(R_{q,\text{poliert}})/N_i(R_{q,\text{rau}}). \quad (5.11)$$

Nach Chopra und Shack [15] kann der Faktor auf die Lebensdauer über die Gleichung

$$K_S = K_N^{0,2326} \quad (5.12)$$

in einen Faktor auf die Dehnung überführt werden.

Chopra und Shack [15] gehen unter Angabe weiterer Studien [76, 131] von folgenden quadratischen Mittenrauwerten  $R_q$  aus:

für die <u>raue</u> Oberfläche:	$R_q = 4 \mu\text{m}$	(als Mittelwert für Walzhaut bzw.
		eine durch Drehen bearbeitete Oberfläche)
für die <u>polierte</u> Oberfläche: $R_q = 0,0075 \mu\text{m}$		

Damit ergäbe sich ein Faktor von 3,74 auf die Lebensdauer bzw. ein Faktor von 1,36 auf die Dehnung(samplitude).

Die Einflussgrößen **Korrosion und Temperatur** sind nicht Gegenstand dieser Arbeit und werden deshalb nicht weiter behandelt.

Auch den **Mittelspannungen** werden in dieser Arbeit keine Beachtung geschenkt – aus folgenden Gründen:

Mittelspannungen, die nur in Form von Eigenspannungen zu Beginn der Belastung im Bauteil vorhanden sind, werden durch hohe zyklisch elastisch-plastische Beanspruchung vernachlässigbar klein – wie oben bereits erwähnt. Der Fall, dass Mittelspannungen durch äußere zyklische Belastung mit entsprechendem  $R$ -Verhältnis ins Bauteil eingebracht werden, ist hier nur bei einer Probe als Ausnahme gegeben. Für alle anderen Proben führt das Dehnungsverhältnis  $R_\epsilon = -1$ , das im Grundwerkstoff lokal gesteuert wird, auch zu einem Kraftverhältnis  $R_F = -1$  (vgl. Abbildung 3.58).

Für Mittelspannungen in Bereichen, die nur durch kleine Dehnungsamplituden beansprucht

werden (siehe optische Dehnungsmessung, Abbildung 3.54), mag das „Rausplastizieren“ möglicherweise nicht gelten. Allerdings sind diese Bereiche bei Ermittlung der Lebensdauer insofern nicht relevant, dass die Auswertung nur für die höchstbeanspruchte „mittelspannungsfreie“ Stelle erfolgt.

Die oben erwähnte Probe, die mit einem Kraftverhältnis  $R_F = -0,5$  geprüft wurde, wies bei Einordnung in das Wöhlerdiagramm keinerlei Auffälligkeiten auf (siehe Abbildung 3.57), sodass keine gesonderte Berücksichtigung der Mittelspannung notwendig erscheint.

Ansonsten hätte auf Schädigungsparameter-Wöhlerlinien – wie bereits in Abschnitt 2.2 erwähnt – zurückgegriffen werden müssen.

### 5.3 Bauteilbasierte Konzepte für den Kurzzeitfestigkeitsbereich

Der Vollständigkeit halber sollen auch Konzepte erwähnt werden, die im Kurzzeitfestigkeitsbereich anwendbar sind, jedoch einige der beschriebenen Einflussgrößen nicht oder nicht detailgetreu berücksichtigen, obwohl sie zur Abbildung des realen Verhaltens notwendig wären. Die „falsche“ bzw. nicht realitätsnah berechnete Beanspruchung wird dann durch Verschieben der Wöhlerlinie ausgeglichen oder die fehlende Einflussgröße wird durch eine andere ersetzt bzw. gänzlich vernachlässigt, wenn dies sinnvoll erscheint.

Ein Grund für diese Herangehensweise kann sein, dass die Berücksichtigung einer Einflussgröße aufwendig oder problematisch ist, sodass beispielsweise Clormann [19] den Einfluss des Werkstoffs durch eine geometrische Kerbe ersetzt. Als weiterer Grund kann genannt werden, dass im Rahmen der Anwendung, für die das jeweilige Konzept entwickelt wurde, einzelne Einflussgrößen stärker ins Gewicht fallen als andere mit der Konsequenz, dass untergeordnete Einflussgrößen dann vernachlässigt werden. Bei sehr scharfen Kerben, wie bei einer Kehlnaht, kann auch im Kurzzeitfestigkeitsbereich die Geometrie so maßgebend sein, dass mit homogenem Werkstoff noch sinnvoll gearbeitet werden kann, vgl. Crupi et al. [22]. Außerdem stellt eine bauteilbasierte Vorgehensweise in der Regel auch eine Vereinfachung in der Umsetzung (z.B. vereinfachte Modellierung) dar. Nachteilig ist jedoch, dass die Anwendung damit gleichzeitig (auf „das Bauteil“ oder eine bestimmte Konstellation) eingeschränkt ist.

Aktuelle Beispiele sind unter anderem bei Saiprasertkit et al. [111], Dong et al. [35] oder Hrabowski et al. [49] zu finden.

Das Konzept von Saiprasertkit [111] wurde für tragende Kehlnähte an Kreuzstößen entwickelt. Unter Verwendung lokaler Vergleichsdehnungsschwingbreiten, die bei FE-Modellierung mit dem konzeptgebundenen Radius  $r = 1$  mm erzielt werden, kann demnach die Lebensdauer im Kurz- und Langzeitfestigkeitsbereich anhand von einer einzigen Wöhlerlinie bestimmt werden. Hanji et al. [43] konnten das Konzept auch an Ecknähten sowie Nahtwurzeln erfolgreich anwenden. Während Saiprasertkit et al. noch verschiedene Parameter für Grundwerkstoff, Wärmeeinflusszone und Schweißgut verwenden, konnten Crupi et al. [22] zeigen, dass die Werkstoffinhomogenität für vergleichbare Anwendungsfälle auch im Kurzzeitfestigkeitsbereich vernachlässigbar ist. In allen genannten Fällen handelt es sich aber um den Sonderfall der scharfen Kerben.

Diesem Ansatz ähnelt der von Dong [35], der die Strukturspannungs-Wöhlerlinie in den Kurzzeitfestigkeitsbereich verlängert und den Nachweis mit sogenannten pseudo-elastischen Spannungsschwingbreiten führt. Die pseudo-elastische Spannung beschreibt das Produkt aus Elastizitätsmodul und Strukturdehnung, einer linearisierten elastisch-plastischen Vergleichsdehnung. Aber auch hier erfolgte die Anwendung nur an einer Kehlnaht mit Versagen am Nahtübergang. Mit den beschriebenen Vorgehensweisen kann aber eine direkte Anbindung an etablierte Konzepte des Zeitfestigkeitsbereich erzielt werden, was von Vorteil ist.

Bei Hrabowski et al. [49] geht es speziell um die Auslegung von Krankonstruktionen unter Einsatz höchst- und ultrafester Stähle. Hier werden Einflussgrößen durch Verschieben der Spannungswöhlerlinie berücksichtigt. Die Wöhlerlinien unterscheiden sich zwischen den Anwendungsfällen stark und sind somit nicht für andere Bauteile bzw. allgemein anwendbar. Sehr vorteilhaft ist



aber, dass für die Auslegung der Krankonstruktionen einfach anzuwendende Wöhlerdiagramme zur Verfügung stehen und auch höhere Festigkeiten des Stahls ausgenutzt werden können.

## 6 Entwickeltes Verfahren zur Bestimmung lokaler zyklischer Spannungs-Dehnungs-Kurven<sup>1</sup>

Wie aus Kapitel 5 hervorgeht, spielt der Werkstoff im Kurzzeitfestigkeitsbereich – was die Beanspruchungsseite angeht – eine maßgebende Rolle und muss deshalb – abgesehen von wenigen Sonderfällen (vgl. bauteilbasierte Konzepte in Abschnitt 5.3) – bei der Berechnung sinnvoll berücksichtigt werden. Bei Schweißnähten muss folglich auch die Werkstoffinhomogenität berücksichtigt werden, damit lokale Dehnungsamplituden und Versagensort richtig ermittelt werden können.

Aus den Ausführungen in Abschnitt 5.1.1 geht hervor, dass sich die Parameteridentifikation zur Bestimmung lokaler zyklischer Spannungs-Dehnungs-Kurven empfiehlt: Neben dem vertretbaren Aufwand bei der Ermittlung einer Datenbasis, auf der die Werkstoffkennwerte bestimmt werden können, ist vor allem der mechanisch-theoretische Ansatz hervorzuheben, bei dem das individuell vorliegende Problem gelöst wird. Allerdings existiert derzeit noch kein Verfahren, das eine Parameteridentifikation bei Werkstoffinhomogenitäten mit benötigter Lokalität ermöglicht. Im Folgenden soll nun ein Verfahren und dessen programmtechnische Umsetzung vorgestellt werden, das die Parameteridentifikation für lokale zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurven innerhalb weniger Iterationszyklen durchführen kann – auch bei im Vorhinein unbekannter Lage der Werkstoffzonen. Dieses Verfahren basiert auf Finite-Elemente-Simulationen, die mit optisch gemessenen Dehnungen (als Systemantwort, vgl. Abschnitt 5.1.1.2) kombiniert werden.

### 6.1 Vorbemerkungen

Die Aufgabe der Parameteridentifikation wird hier so aufgefasst, dass zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurven mit einer lokalen Auflösung bestimmt werden, die der eines optisch gemessenen Dehnungsfeldes oder einer Vollflächen-Härtemessung vergleichbar ist (vgl. Kapitel 3).

Lokale Spannungs-Dehnung-Kurven ließen sich sehr leicht auf Basis mehrerer Dehnungszustände ermitteln, wenn die lokale (Vergleichs-)Spannung zur lokalen (Vergleichs-)Dehnung bekannt wäre.

Wie in Abschnitt 5.1.1.2 bereits deutlich wurde, liegt bei Schweißnähten im Querschnitt für gewöhnlich eine inhomogene Spannungsverteilung vor, die neben der Geometrie vor allem auch durch die Werkstoffinhomogenität hervorgerufen wird. Die Bestimmung der lokalen Spannung über das Verhältnis von Kraft zu Querschnittsfläche ist hier somit nicht mehr zulässig. Die Spannung kann hier auch nicht über den elastischen Anteil der Dehnungen berechnet werden, da aus der Messung nur totale Dehnungen vorliegen. Die totale Dehnung  $\varepsilon_t$  ließe sich mithilfe der Gleichungen 6.1 und 6.2 leicht in einen elastischen und einen plastischen Anteil trennen, wenn die elastisch-plastische Querdehnzahl  $\nu_{\text{el-pl}}$  bekannt wäre, was nicht der Fall ist. Schließlich fehlen selbst zur Ermittlung der Vergleichsdehnungen Komponenten des Dehnungstensors, da aus der

---

<sup>1</sup>Dieses Verfahren wurde zum Patent angemeldet [66] und ist auch in [63] veröffentlicht.

Messung nur Werte an der Oberfläche vorliegen.

$$\varepsilon_t = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} \quad (6.1)$$

$$\nu_{el-pl} = \frac{\nu_{el} \cdot \varepsilon_{el} + \nu_{pl} \cdot \varepsilon_{pl}}{\varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl}} \quad (6.2)$$

wobei  $\nu_{el} = 0,3$  und  $\nu_{pl} = 0,5$ .

Die Identifikation von Werkstoffparametern für eine Vielzahl lokaler Werkstoffe kann hier nicht mehr analytisch oder durch Abschätzung erfolgen und führt somit auf ein Optimierungsproblem.

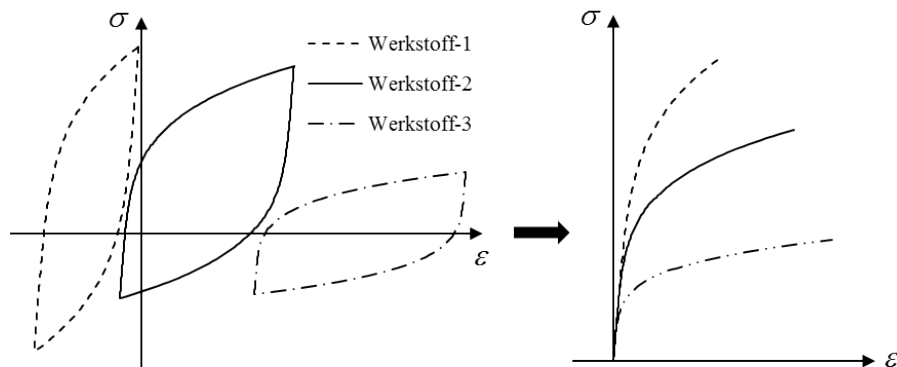
Bei der Parameteroptimierung ist Folgendes zu beachten:

Bedingt durch die Werkstoffinhomogenität im Querschnitt – ggf. in Kombination mit geometrischer Inhomogenität – kommt es bei Beanspruchung zu Spannungsumlagerungen – bei gleichen elastischen Werkstoffparametern für alle Werkstoffbereiche dann, wenn die Beanspruchung über den linear-elastischen Bereich hinausgeht. Für die Spannungsumlagerung sind Unterschiede in den momentanen Tangentenmoduln der lokalen Spannungs-Dehnungs-Kurven verantwortlich; die Höhe der Spannungsumlagerung ist abhängig von deren Verhältnis.

Sind bereits Spannungen im Bauteil vorhanden (z.B. Eigenspannungen), so startet der Beanspruchungspfad bei Belastungsbeginn an einem anderen Punkt auf der Spannungs-Dehnungs-Kurve als dem Ursprung, was die Verhältnisse der Tangentenmoduln beeinflusst. Dies müsste bei der Berechnung berücksichtigt werden, d.h. die „Vorgeschichte“ müsste mitmodelliert werden, um die lokale Beanspruchung richtig zu erfassen.

Wie in Abschnitt 2.1.1 beschrieben, stellt sich der Beanspruchungspfad bei zyklischer Belastung als Hysteresese dar. Nach Beanspruchungsumkehr startet der Beanspruchungspfad wieder im Ursprung des zum Werkstoff gehörigen Hystereseseastes. Dieses Verhalten ist unabhängig von im Bauteil vorhandenen (lokalen) Mittel- oder Eigenspannungen. Unter isothermen Bedingungen ist außerdem eine Umkehr der äußeren Belastung mit einer Umkehr der lokalen Beanspruchung verbunden.

Aufgrund des synchronen Starts der Beanspruchung nach Lastumkehr im Ursprung der Hystereseseäste kann die Berechnung im Rahmen der Parameteridentifikation durchgeführt werden, ohne dass bereits vorhandene Spannungen und Dehnungen im Bauteil berücksichtigt werden müssen. Dies wird in Abbildung 6.1 veranschaulicht.



**Abbildung 6.1:** Synchroner Start der Beanspruchung im Umkehrpunkt ermöglicht das Vernachlässigen des tatsächlich vorhandenen Beanspruchungszustands bei Beginn der Parameteridentifikation

## 6.2 Vorstellung des Verfahrens

Wie oben erwähnt, kombiniert das Verfahren Finite-Elemente-Simulationen mit optisch gemessene Dehnungen aus dem Versuch. Ziel der Simulation ist es, die gemessene Dehnungsverteilung im Modell abzubilden. Die Simulation erfolgt iterativ, wobei der Werkstoff von Berechnung zu Berechnung immer wieder korrigiert wird – das heißt die Werkstoffparameter werden optimiert – bis das Ziel unter Berücksichtigung des gewünschten Konfidenzlevels erreicht ist.

Mithilfe des Verfahrens werden die Parameter lokaler Beanspruchungspfade bestimmt – bei zyklischer Beanspruchung zunächst die Parameter lokaler Hystereseeäste. Die Parameter der lokalen zyklischen Spannung-Dehnung-Kurven können anschließend leicht über den von Masing [81] entdeckten Zusammenhang zwischen Hystereseeast und zugehöriger zyklischer Spannungs-Dehnungs-Kurve (siehe Abschnitt 2.1.1) berechnet werden.

Welche Parameter dabei bestimmt werden, ist abhängig vom zugrunde gelegten Materialmodell. Im Folgenden wird die Parameteridentifikation für das Modell nach Ramberg-Osgood (Gleichung 2.1) erläutert, das zur Beschreibung der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve sowie der Hystereseeäste sehr gut geeignet ist.

Die Gleichung 2.5 zur Beschreibung des Hysteresesastes lässt sich durch Umformen in das bekannte Format nach Ramberg-Osgood bringen:

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + 2 \cdot \left( \frac{\sigma}{2K'} \right)^{1/n'} = \frac{\sigma}{E} + \left( \frac{\sigma}{K' \cdot 2^{1-n'}} \right)^{1/n'} \equiv \frac{\sigma}{E} + \left( \frac{\sigma}{K'_{\text{Hyst}}} \right)^{1/n'} \quad (6.3)$$

Auf das  $\Delta$  der allgemeinen Hystereseeast-Gleichung 2.5 kann hier verzichtet werden, da die unteren Umkehrpunkte in den Ursprung verlegt werden, wie oben beschrieben, und somit direkt Beanspruchungspunkte auf dem Hystereseeast berechnet werden.

Aus Gleichung 6.3 wird auch der Zusammenhang zwischen dem Hystereseeast und der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve deutlich. Dieser lässt sich nun, wie folgt, beschreiben:

$$K'_{\text{Hyst}} = K' \cdot 2^{1-n'} \quad (6.4)$$

Die Parameteridentifikation erfolgt für den Hystereseeast eines einzelnen, aber beliebigen Schwingungs. Das heißt, die Werkstoffparameter können vom ersten Schwingungs bis zum Anriss (mit separater Parameteridentifikation) ermittelt werden. Dadurch ist es möglich, auch transientes Werkstoffverhalten (Ver- und Entfestigung) zu beobachten.

Für eine erfolgreiche Parameteridentifikation ist es wichtig, dass im Finite-Elemente-Modell alle Systemvariablen außer dem Werkstoff realitätsnah berücksichtigt werden, damit nicht beispielsweise geometrische Einflüsse, die in den lokalen Dehnungen enthalten sind, dem Werkstoff zugeordnet werden. Deshalb wird die Geometrie auf Basis von Scans modelliert. Sie sollte dabei weitestmöglich der Geometrie des Bauteils bzw. der Probe im unteren Umkehrpunkt entsprechen. Die Randbedingungen werden dem Versuchsaufbau entsprechend modelliert. Im Modell wird die Kraft aufgebracht, die im Versuch benötigt wurde, um vom unteren Umkehrpunkt zum aktuell betrachteten Beanspruchungszustand zu gelangen<sup>2</sup>. Die zugehörigen lokalen, aus der optischen Dehnungsmessung verwendeten Dehnungen beziehen sich dabei – passend zur Simulation

<sup>2</sup>Anmerkung:

Die Berechnung und prinzipiell auch der Versuch dürfen nicht verschiebungskontrolliert durchgeführt werden, insofern, dass die Verschiebungskontrolle über den gesamten Querschnitt erfolgt. Wie in Abschnitt 5.1.1.2 bereits angesprochen, müsste die zugehörige Kraft als Zusatzinformation gegeben werden – hier: die Kraft, die von der jeweiligen Werkstoffzone im betreffenden Querschnitt aufgenommen wird. Dies ist aber nicht möglich. Gegen eine lokale Verschiebungskontrolle – wie in den Versuchen (Kapitel 3) erfolgt – ist nichts einzuwenden. Hier erfolgt die Verteilung der Kraft über den Querschnitt (auch) auf Basis der lokalen Werkstofffestigkeiten; die Dehnungen sind damit ebenfalls ein Resultat dieser Festigkeiten und werden nicht erzwungen.

– ebenfalls auf den unteren Umkehrpunkt; das heißt, es werden lokale Dehnungsdifferenzen zwischen dem aktuellen Beanspruchungszustand und dem unteren Umkehrpunkt zugrunde gelegt, mit denen die Simulationsergebnisse abgeglichen werden.

Die Anzahl an Werkstoffparametern je Beanspruchungspfad, die im Rahmen der Parameteridentifikation ermittelt werden sollen, bestimmt die Anzahl an Dehnungszuständen, die zugrunde gelegt und in der Simulation berücksichtigt werden müssen. Sollen beispielsweise nur lokale Werte für  $K'_{\text{Hyst}}$  bestimmt werden, wenn die Werkstoffparameter  $E$  und  $n'$  näherungsweise als konstant im Bauteil angenommen werden können, genügt ein einziger Beanspruchungszustand auf dem Hysteresest. Um den Einfluss von Streuungen auf das Ergebnis der Parameter zu minimieren, empfiehlt es sich jedoch, mehr Stützstellen als notwendig zu verwenden, d.h. entsprechend mehr Dehnungszustände.

Darüber hinaus ist darauf zu achten, dass die zugrunde gelegten Dehnungen das abzubildende Werkstoffverhalten ausreichend repräsentieren: Sollen Parameter bestimmt werden, die das elastisch-plastische Werkstoffverhalten beschreiben, müssen auch Dehnungen mit elastischen und plastischen Anteilen als Datenbasis zur Verfügung stehen. Sollen mehrere Werkstoffparameter (je Hysteresest) bestimmt werden, ist es notwendig, die Dehnungsverteilungen auf sich deutlich unterscheidenden Beanspruchungsniveaus aufzunehmen, um eine sinnvolle anschließende Regression zu ermöglichen.

In der Regel wird die Dehnungsmessung nur in einem Bereich des Bauteils durchgeführt; dieser wird im Folgenden „Auswertebereich“ genannt. Die Bestimmung der Werkstoffparameter kann selbstverständlich nur innerhalb dieses „Auswertebereichs“ erfolgen.

Da die Dehnungen nur an der Oberfläche gemessen werden können, können mögliche Werkstoffinhomogenitäten ins Bauteilinnere nicht erfasst werden. In diese Richtung wird der Werkstoff als homogen angenommen. Auch bei anderen Methoden zur Bestimmung zyklischer Spannungs-Dehnungs-Kurven (Abschnitt 5.1.1) wird diese Annahme getroffen, das heißt Inhomogenitäten werden nur im Nahtquerschnitt betrachtet. Dies ist auch insofern berechtigt, da in Schweißrichtung bei konstanten Schweißparametern ohne maßgebliche Veränderungen des Querschnitts in der Regel keine Werkstoffinhomogenitäten zu erwarten sind.

Das weitere Vorgehen einschließlich der Korrektur des Werkstoffs wird bei Erläuterung der Prozesse des Iterations-Algorithmus' (programmtechnische Umsetzung) beschrieben.

### 6.3 Programmtechnische Umsetzung des Verfahrens

Der Iterations-Algorithmus wurde auf Basis der kommerziellen Finite-Elemente-Software *Abaqus* mithilfe mehrerer *python*<sup>TM</sup>-Scripts programmtechnisch umgesetzt. In Abbildung 6.2 ist das Ablaufdiagramm des entwickelten Algorithmus' zur Parameteridentifikation lokaler zyklischer Spannungs-Dehnungs-Kurven dargestellt. Wie aus dem unteren Teil des Ablaufdiagramms ersichtlich, existieren zwei Varianten des Algorithmus': Variante 1 mit „fixer Partitionierung“ und Variante 2 mit „adaptiver Partitionierung“.

Bei Variante 1 wird der „Auswertebereich“ im Modell vor dem Iterationsprozess sogenannte Partitionen unterteilt, denen später individuell Werkstoffe zugewiesen werden können. Die vorgenommene Partitionierung bleibt während des gesamten Iterationsprozesses bestehen, lediglich der Werkstoff der Partitionen wird nach jeder Iteration neu bestimmt. Diese Vorgehensweise ist sinnvoll, wenn Zonen unterschiedlicher Werkstoffe z.B. anhand von Härtemessungen abgeschätzt werden können. Um mit Variante 1 Werkstoffzonen auch bei im Vorhinein unbekannter Lage und Form ermitteln zu können, muss die Partitionierung in einem feinen Raster erfolgen (Abbildung 6.3, links). Nur so wird die Bildung lokaler Werkstoffzonen an jeder Stelle des „Auswertebereichs“ ermöglicht. Der gesamte Bereich muss dann fein vernetzt werden. Die Partitionsgröße wird vom Anwender vorgegeben (siehe Tabelle 6.1).

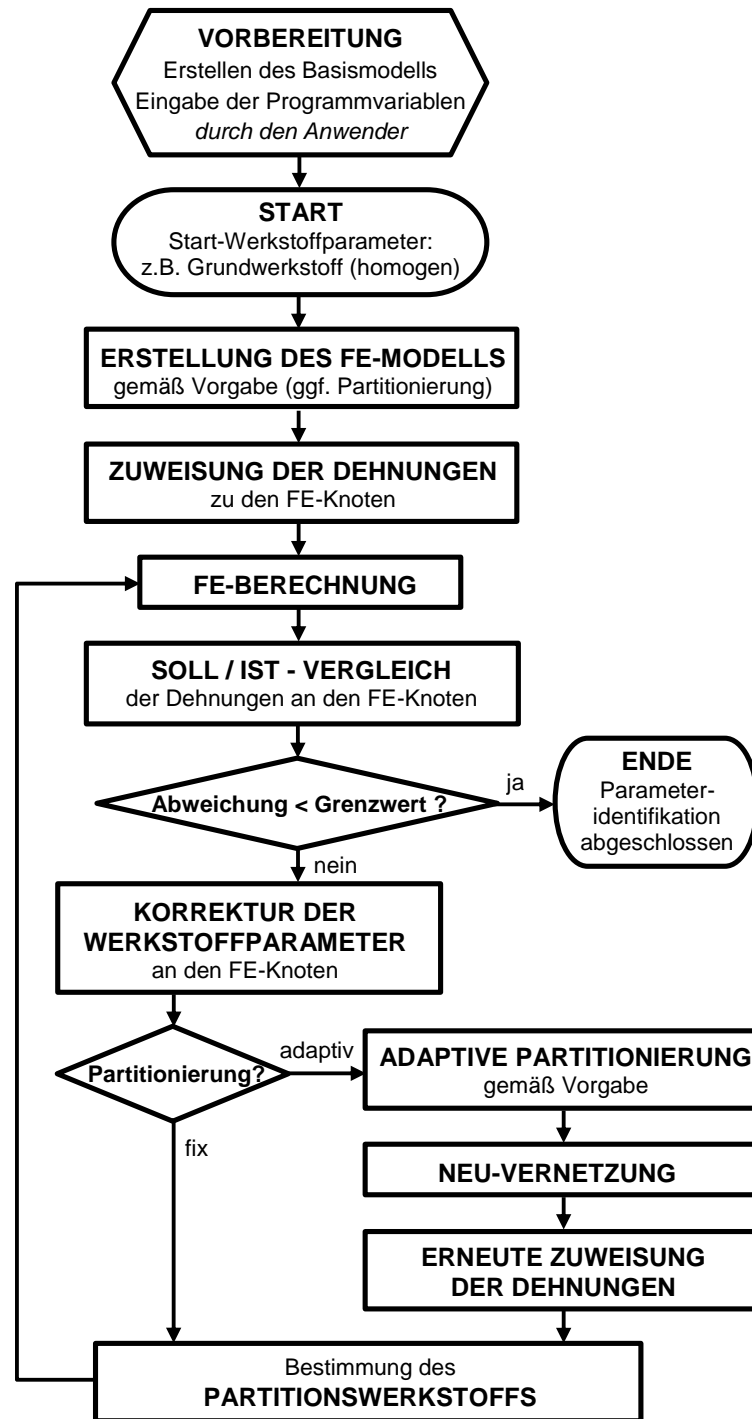


Abbildung 6.2: Algorithmus zur Parameteridentifikation lokaler zyklischer Spannungs-Dehnungs-Kurven

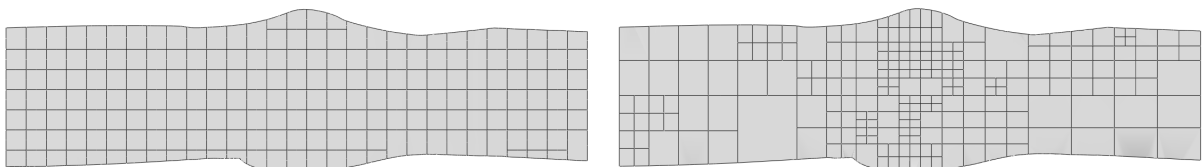


Abbildung 6.3: Unterteilung des Auswertebereichs in Werkstoffzonen über fixe Partitionierung (links) oder adaptive Partitionierung (rechts)

Bei Variante 2 erfolgt die Partitionierung adaptiv im Rahmen der Iteration. Das Ergebnis des letzten Iterationsschrittes wird bei der Partitionierung berücksichtigt, indem die Partitionsgröße an identifizierte Werkstoffzonen angepasst wird. Bei kleinen oder stark gekrümmten Zonen werden kleine Partitionen gebildet; große Bereiche homogenen Werkstoffs können durch große Partitionen realisiert werden, was gleichzeitig eine gröbere Vernetzung ermöglicht (Abbildung 6.3, rechts). Deshalb ist die adaptive Partitionierung (Variante 2) bei unbekannter Lage und Form lokaler Werkstoffzonen der fixen Partitionierung (Variante 1) vorzuziehen.

Variante 1 bietet wiederum den Vorteil, dass weniger Operationen durchlaufen werden müssen. Außerdem kann bei fixer Partitionierung die Konvergenz der Lösung für die Werkstoffparameter mit jeder Iterationsschleife beobachtet werden, da mit der Partitionierung auch das Finite-Elemente-Netz während des gesamten Iterationsprozesses beibehalten werden kann.

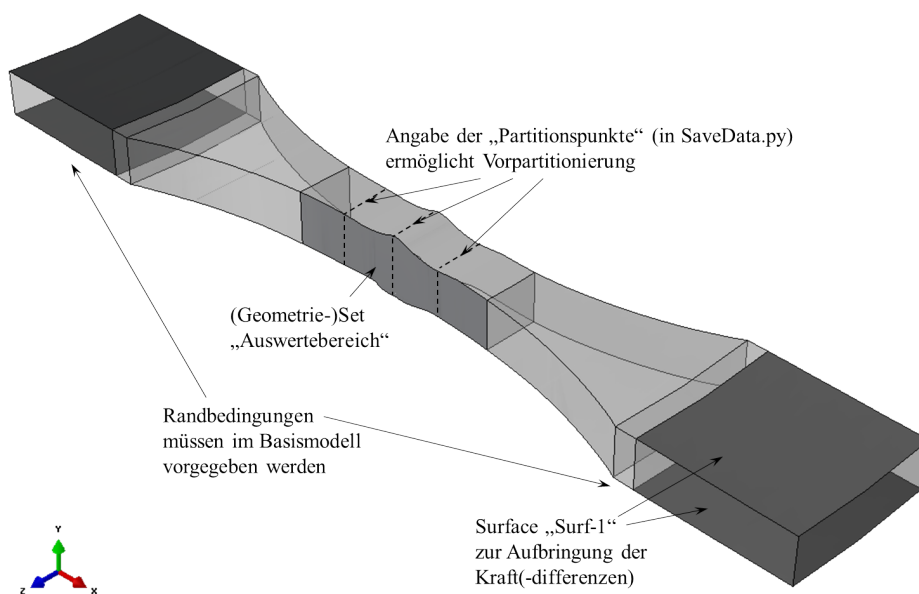
### 6.3.1 Vorbereitung

Vor dem Start des Iterationsprogramms muss der Anwender die Geometrie mit den Lagerungs-Randbedingungen (in *Abaqus CAE*) bereitstellen (siehe Abbildung 6.4).

Der „Auswertebereich“, d.h. die entsprechende Fläche, wird im *Part* als Geometrie-Set definiert. Die Flächen, über welche die Kräfte eingeleitet werden, werden als *Surface*-Set „Surf-1“ im Assembly angelegt. Die Kraftdifferenzen für die zu berechnenden Beanspruchungszustände – wie in Abschnitt 6.2 beschrieben – werden als Liste in die Datei „*SaveData.py*“ eingetragen, die auch alle übrigen Programmvariablen enthält. Die wichtigsten Programmvariablen sind in Tabelle 6.1 dokumentiert.

Außerdem müssen die zugehörigen Dehnungsdifferenzen aus der Messung als Datei je Beanspruchungszustand zur Verfügung stehen. Die Dateien enthalten die x- und y- Koordinaten der Messpunkte sowie alle Oberflächendehnungen ( $\varepsilon_x$ ,  $\varepsilon_y$  und  $\gamma_{xy}$ ). Sie werden im Ordner, dessen Pfad in „*SaveData.py*“ angegeben ist, abgelegt.

Es ist darauf zu achten, dass in Modell („*Part*“) und Messung gleiche globale Koordinatensysteme verwendet werden und sich das Bauteil an der gleichen räumlichen Position befindet, um später eine korrekte lokale Zuordnung der Dehnungen zu den entsprechenden Stellen des Bauteils zu gewährleisten.



**Abbildung 6.4:** Beispiel für ein vom Anwender bereitzustellendes (unvernetztes) Basismodell



**Tabelle 6.1:** Vom Anwender vorzugebende Programmvariablen (Auszug aus Datei „SaveData.py“)

Bezeichnung	Datentyp	Beschreibung und/oder Beispiel
„PartitionierungAdaptiv“	boolean	„True“ oder „False“ (für fixe Partitionierung)
„PartitionsGroesse“	float	des Rasters bei fixer Partitionierung der kleinsten Partition bei adaptiver Partitionierung
„Partitionspunkte“	list	Liste mit Koordinaten in x-Richtung, an denen vor-partitioniert werden soll, um annähernd quadratische Partitionen zu erhalten
„KraftX“	list	Kraftdifferenzen in x-Richtung
„KraftY“	list	Kraftdifferenzen in y-Richtung
„Steps“	integer	Anzahl zugrunde gelegter Beanspruchungszustände
„StepParameterBerechnung“	integer	Nummer des Beanspruchungszustand der verwendet wird, wenn „Regression = False“; wird auch zu Berechnung von Kontrollwerten (s. Tabelle 7.2) verwendet
„E_Modul“	float	Parameter des Grundwerkstoffs (Der „E_Modul“ und die elast. Querdehnzahl „v“ gelten auch für den elastischen Bereich)
„v“	float	
„K_Strich“	float	
„n_Strich“	float	
„K_Strich_Start“	float	Werkstoffparameter, die bei Iterationsstart im „Auswertebereich“ verwendet werden sollen
„n_Strich_Start“	float	
„GlobalElementSize“	float	Parameter zur Steuerung der Elementierung für das gesamte Bauteil innerhalb des noch unpartitionierten „Auswertebereichs“ bei Start-Berechnung (nur adaptive P., überschreibt die „GlobalElementSize“)
„ElementSize“	float	
„SeedsPartition“	integer	
„Elementtyp“	string	Anzahl an Elementen entlang der Partitionsränder z.B. „C3D8“
„Radius“	float	zur Zuordnung der zum FE-Knoten „gehörigen“ Messpunkte für die Zuweisung der gemessenen Dehnungen
„Vergleichsdehnungen“	boolean	„True“, wenn Vergleichsspannungen und -dehnungen für die Korrektur der Werkstoffparameter verwendet werden sollen „False“, wenn vereinfachend mit einachsigen Werten gearbeitet werden soll
„Grenzwert“	float	bezüglich der Abweichung von gemessenen zu berechneten Dehnungen als Abbruchbedingung der Iterationsschleife
„n_Strich_konstant“	boolean	„True“ oder „False“
„PartitionsGrenzwert“	float	zur Steuerung der adaptiven Partitionierung; maximal erlaubte Abweichung $\Delta R'_{p0,2}$ der Knotenwerkstoffe innerhalb einer Partition
„Regression“	boolean	bei „True“ werden alle Dehnungszustände berücksichtigt bei „False“ (siehe „StepParameterBerechnung“)
„Werkstoff_Gesetz“	string	„RambergOsgood“ oder „Chaboche“

Wenn sich Höhe und Breite des „Auswertebereichs“ stark unterscheiden, empfiehlt es sich, diesen bei Verwendung der adaptiven Partitionierung in Abschnitte mit näherungsweise gleich langen Seiten vorzupartitionieren (siehe „Partitionspunkte“ in Tabelle 6.1). So wird die Bildung quadratischer Partitionen ermöglicht, die zur Nachbildung beliebiger Werkstoffzonen am besten geeignet sind.

Desweiteren müssen vom Anwender auch die Parameter des Grundwerkstoffs (bzw. des zugehörigen Hystereseeastes) zur Verwendung außerhalb des „Auswertebereichs“ und die bei Iterationsstart innerhalb des „Auswertebereichs“ zu verwendenden Werkstoffparameter vorgegeben werden. Grundsätzlich können letztgenannte Werkstoffparameter beliebig gewählt werden. Es empfiehlt sich jedoch, im Sinne einer schnellen Parameteridentifikation mit einem geeigneten Start-Parametersatz zu beginnen, z.B. mit den Parametern des Grundwerkstoffs.

Auch die Elementierung wird über die Programmvariablen gesteuert (siehe Tabelle 6.1).

### 6.3.2 Operationen des Algorithmus'

Anhand des Basismodells und der vorgegebenen Programmvariablen erfolgt die **Erstellung des FE-Modells**. Die „fixe Partitionierung“ wird bereits in dieser Operation vorgenommen. Um das Bauteil partitionieren zu können, müssen zunächst die Koordinaten des Bauteilrandes um den „Auswertebereich“ bekannt sein. Dazu wird (an einer Kopie des Modells) der „Auswertebereich“ in viele schmale Streifen zerlegt. Die erhaltenen, in Abbildung 6.5 rot dargestellten Eckpunkte lassen sich in *Abaqus* ansprechen und geben die gewünschte Information über den Bauteilrand. Die Breite der Streifen muss kleiner sein als die Größe späterer Partitionen. Die Partitionierung und alle weiteren Schritte werden am ursprünglichen, schnittfreien Bauteil durchgeführt.

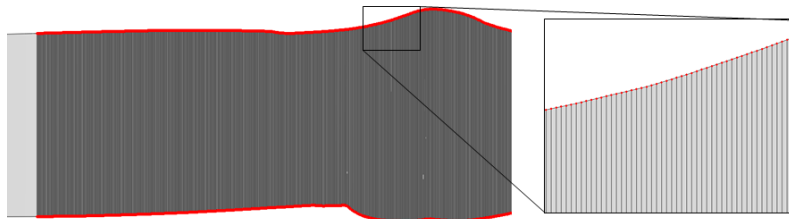
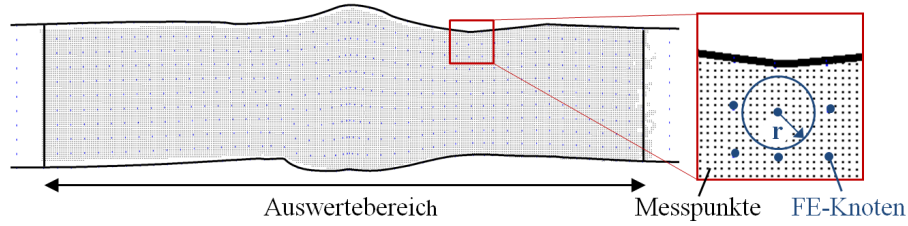


Abbildung 6.5: Ermittlung des Bauteilrandes

Im nächsten Schritt erfolgt die **Zuweisung der gemessenen Dehnungen** zu den Finite-Elemente-Knoten. Die gemessene Dehnungsverteilung liegt in Form von diskreten Werten an Punkten vor, die rasterförmig im „Auswertebereich“ verteilt sind (vgl. Abschnitt 3.9). Je Messpunkt liegen alle auf einer Oberfläche messbaren Komponenten des Dehnungstensors vor:  $\varepsilon_x$ ,  $\varepsilon_y$ ,  $\gamma_{xy}$ , wobei  $x$ - und  $y$ -Vektor tangential an der Oberfläche anliegen und zu einem lokalen Koordinatensystem mit Ursprung im Messpunkt gehören. Der Abstand der Messpunkte kann in der Bildkorrelations-Software vorgegeben werden und sollte sinnvollerweise etwas kleiner gewählt werden als der Abstand der Knoten des Finite-Elemente-Netzes. Denn alle Messpunkte, die in einem Abstand  $d \leq r$  zum FE-Knoten liegen, werden diesem zugewiesen (Abbildung 6.6). Der Radius  $r$  wird vom Anwender vorgegeben (Tabelle 6.1) und sollte in Abhängigkeit von der Elementgröße, dem Abstand der Messpunkte und der gewünschten Auflösung der Festigkeitsverteilung gewählt werden.

Aus den gemessenen Dehnungen, die nun am FE-Knoten vorliegen, wird je Komponente ein gemittelter Wert berechnet. Die Mittelung erfolgt linear gewichtet, in Abhängigkeit des Abstands von Messpunkt zum FE-Knoten. Durch die Zuweisung mehrerer gemessener Werte wird auch die Streuung der Messdaten reduziert.

Liegt der betrachtete FE-Knoten auf einer Werkstoffgrenze (Partitions-grenze) ist die Verwertung der berechneten Dehnungen bei der Parameteridentifikation nicht zielführend. Deshalb kann auch auf eine Zuweisung der gemessenen Dehnungen zu diesen Knoten verzichtet werden.



**Abbildung 6.6:** Zuweisung der gemessenen Dehnungen zu einem Knoten des Finite-Elemente-Netzes

Die betreffenden Knoten werden vom Algorithmus aussortiert.

In der **FE-Berechnung** werden die Beanspruchungszustände in der Reihenfolge berechnet wie sie auch am realen Bauteil auftreten. Da es sich dabei um einen monoton steigenden Beanspruchungsverlauf handelt, können die Zustände aufeinander aufbauend berechnet werden. Für jeden Zustand, zu dem ein Dehnungsfeld aus der Messung als Datenbasis bereitgestellt wurde, existiert nun auch eine rechnerische Lösung mit Spannungen und Dehnungen an den FE-Knoten.

Nun folgt der **Soll/Ist-Vergleich** der gemessenen, zugewiesenen Dehnungen mit den berechneten Dehnungen an den FE-Knoten im „Auswertebereich“ (die nicht auf Partitions Grenzen liegen). Da anhand des Soll/Ist-Vergleichs die Korrektur des Werkstoffs für die nächste Berechnung vorgenommen wird, müssen die Beanspruchungen auch auf der Spannungs-Dehnungs-Kurve des jeweiligen Werkstoffes – hier: auf dem damit verbundenen Hystereseast – liegen. Dies ist nur bei einachsiger Beanspruchung der Fall oder dann, wenn Vergleichsspannungen und -dehnungen zugrunde gelegt werden. Aus den Berechnungsergebnissen lassen sich die elastisch-plastischen Vergleichsdehnungen mithilfe von Gleichung 5.3 leicht bestimmen (Ist-Wert). Die reale Vergleichsdehnung (Soll-Wert) lässt sich nicht direkt ermitteln, da nur die auf der Oberfläche messbaren Komponenten des Dehnungstensors gegeben sind. Eine Möglichkeit ist, bei einachsiger Belastung vereinfachend die Dehnungen in Lastrichtung aus Berechnung und Messung zu verwenden, wenn dies vertretbar erscheint („Vergleichsdehnung“ = „False“, siehe Tabelle 6.1). Bei Werkstoffinhomogenitäten ist aber von mehrachsigen Dehnungszuständen auszugehen. Um die Verarbeitung von Vergleichsdehnungen zu ermöglichen („Vergleichsdehnung“ = „True“), werden die in der Messung fehlenden Dehnungskomponenten durch die entsprechenden Werte aus der Finite-Elemente-Berechnung ergänzt, wie im Folgenden ersichtlich wird:

$$\Delta \varepsilon_{v, \text{Soll}} = \frac{\sqrt{2}}{2(1+\nu)} \cdot \sqrt{(\Delta \varepsilon_x - \Delta \varepsilon_y)^2 + (\Delta \varepsilon_y - \Delta \varepsilon_z)^2 + (\Delta \varepsilon_z - \Delta \varepsilon_x)^2 + \frac{3}{2}(\Delta \gamma_{xy}^2 + \Delta \gamma_{yz}^2 + \Delta \gamma_{xz}^2)}$$

$\nu_{\text{el-pl}}$  aus FE                       $\varepsilon_{33}$  aus FE                       $\gamma_{23}, \gamma_{13}$  aus FE

Da mit totalen Dehnungen gearbeitet werden muss, die elastisch-plastische Querdehnzahl  $\nu_{\text{el-pl}}$  (gemäß Gleichung 6.2) aus den Messwerten jedoch nicht bekannt ist, wird diese ebenfalls aus der FE-Lösung übernommen. Der Soll-Wert ist nun kein reiner Messwert mehr. Mit jedem Iterationsschritt, in dem sich die Werkstoffzonen im Modell der Realität annähern, werden auch die ergänzenden Dehnungskomponenten korrigiert, sodass nach einigen wenigen Iterationsschritten lokale Werkstoffparameter sowie vollständige Dehnungs- und Spannungstensoren vorliegen.

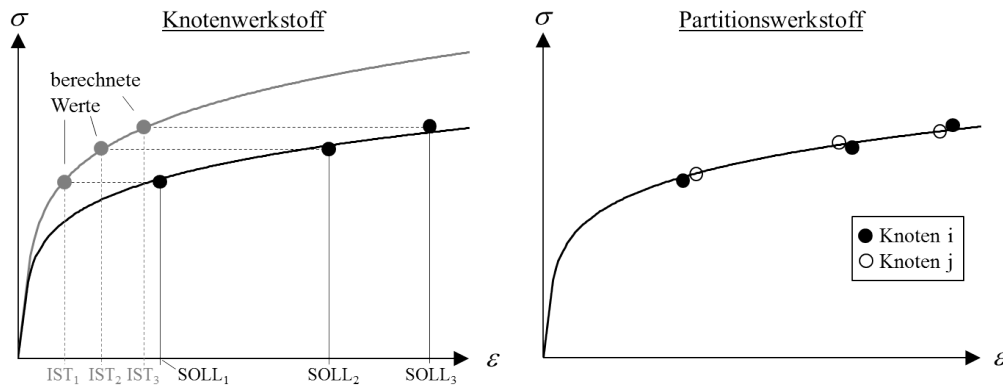
Wird beim Soll/Ist-Vergleich eine Abweichung der (Vergleichs-)Dehnungen an mindestens einem FE-Knoten festgestellt, die größer ist als ein vorgegebener Grenzwert (Tabelle 6.1), erfolgt die **Korrektur der Werkstoffparameter** an allen FE-Knoten<sup>3</sup>. Andernfalls ist die Parameteri-

<sup>3</sup>Auch an Knoten, für welche die Abbruchbedingung zwar erfüllt ist, macht eine Korrektur Sinn: Denn auch kleine Abweichungen sollten korrigiert werden, wenn eine neue FE-Berechnung ohnehin gestartet wird.

dentifikation abgeschlossen. Bei der Vorgabe des Grenzwertes muss die Streuung der Messdaten berücksichtigt werden.

Im Gegensatz zu herkömmlichen Optimierungsverfahren, bei denen an dieser Stelle die Ermittlung optimierter Werkstoffparameter für jeden Knoten mit mindestens<sup>4</sup> einer separaten Berechnung je Knoten erfolgen müsste, um die Sensitivitäten hinsichtlich der lokalen Parameter zu erhalten und darauf basierend Richtung und Schrittweite der Werkstoffparameteränderung für die nächste Iteration festlegen zu können, erfolgt hier die Korrektur des Werkstoffs auf Basis von nur einer Berechnung für alle Knoten gleichzeitig. Dies geschieht unter Berücksichtigung des Kräfte- und Momentengleichgewichts im Bauteilquerschnitt: Die Spannung am Knoten wird gedanklich konstant gehalten, in der Form, dass die aus der Finite-Elemente-Berechnung ermittelten Beanspruchungspunkte, die auf dem zum aktuellen Werkstoff gehörigen Hystereseast liegen, horizontal auf den gemessenen Dehnungswert – bei Verwendung von Vergleichsdehnungen: auf den Pseudo-Messwert – verschoben werden (Abbildung 6.7, links)<sup>5</sup>.

An jedem Knoten existieren gegebenenfalls mehrere Punkte auf dem Hystereseast je nach Anzahl an zugrunde gelegten Beanspruchungszuständen. Dann werden mittels Regression in Dehnungsrichtung (Methode der kleinsten Fehlerquadrate) die neuen Werkstoffparameter an jedem FE-Knoten bestimmt.



**Abbildung 6.7:** Korrektur der Werkstoffparameter an einem FE-Knoten (links) und Bestimmung des Partitionswerkstoffs auf Basis der neu ermittelten Beanspruchungspunkte innerhalb der Partition liegender FE-Knoten (rechts)

Wie in Abschnitt 6.2 erwähnt, obliegt es dem Anwender, festzulegen, welche Werkstoffparameter bestimmt werden sollen (siehe auch Tabelle 6.1). Der  $E$ -Modul kann oftmals als konstant angesehen werden. Denn innerhalb der Grenzen, in denen Schwankungen des  $E$ -Moduls in der Regel zu erwarten sind, sind dessen Auswirkungen auf das Dehnungsergebnis vernachlässigbar gegenüber dem Einfluss der Parameter  $K'_{\text{Hyst}}$  und  $n'$ . Aber auch  $n'$  kann innerhalb einer Werkstoffgruppe als konstant angenommen werden. Dies wird auch bei den (härtebasierten) Abschätzmethode praktiziert (vgl. Tabelle 5.1). Allerdings weist beispielsweise Stahl mit hohem Martensitanteil einen geringeren zyklischen Verfestigungsexponenten  $n'$  auf als der austenitische Stahl, sodass es bei Anwendung des Verfahrens auf die in dieser Arbeit untersuchten Proben durchaus Sinn machen würde, auch  $n'$  bei der Parameteridentifikation zu berücksichtigen. Dagegen spricht jedoch, dass die Dehnungen in vielen Bereichen so klein sind und der Beanspruchungspfad dementsprechend kurz ist, dass hier das Problem der Überparametrisierung (vgl. Abschnitt 5.1.1.2) zum Vorschein kommt: Die Zahl der Lösungsmöglichkeiten für die Parameter  $K'_{\text{Hyst}}$  und  $n'$  ist groß,

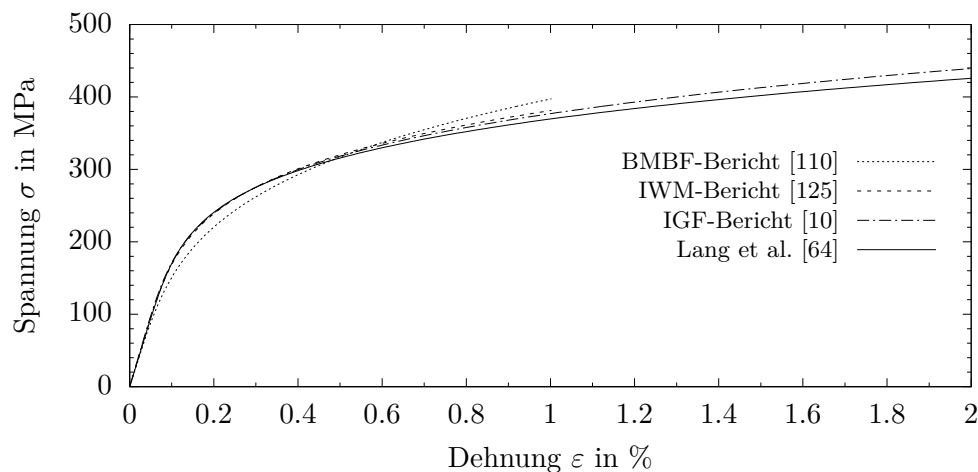
<sup>4</sup>Je lokalem Werkstoffparameter wird im Rahmen der Sensitivitätsanalyse eine Berechnung benötigt.

<sup>5</sup>Natürlich bleiben die Spannungen nicht tatsächlich konstant: In der nächsten Berechnung werden durch Umlagerungen aufgrund der neuen Werkstoffe im Querschnitt erwartungsgemäß veränderte Spannungen berechnet. Allerdings wird so eine geordnete Optimierung ermöglicht, die sich letztlich an der Konvergenz der Lösung zeigt.

**Tabelle 6.2:** Parameter der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve des Werkstoffs 1.4550 (X6CrNiNb 18-10) aus verschiedenen Quellen

	$E$ in MPa	$K'$ in MPa	$n'$	$\varepsilon_{a,max}$	$R'_{p0,2}$ in MPa
BMBF-Bericht 02NUK009D [110]	186000	1400	0,26	0,01	278
IWM-Bericht [125]	195000	1000	0,2	0,01	289
IGF-Bericht 17457 N [10]	199000	963	0,1948	0,02	287
Lang et al. [64]	190000	876	0,179	0,02	288

viele Lösungskombinationen sind jedoch unrealistisch. Deshalb kann es oftmals sinnvoller sein, nur  $K'_{Hyst}$  als variablen Parameter zu ermitteln. Kleine Abweichungen des konstant gehaltenen Parameters  $n'$  vom realen Verfestigungsexponenten können umgekehrt durch den Parameter  $K'_{Hyst}$  ausgeglichen werden, sodass letztlich der reale Beanspruchungspfad in guter Näherung abgebildet werden kann. Als Beispiel dafür können die in verschiedenen Quellen für den Werkstoff 1.4550 bestimmten Werkstoffkennwerte dienen (Tabelle 6.2), wobei die Unterschiede nicht auf tatsächlich unterschiedliches Werkstoffverhalten zurückzuführen sind – wie aus Abbildung 6.8 zu erkennen ist – sondern auf die Datenbasis.

**Abbildung 6.8:** Zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurven des Werkstoffs 1.4550 (X6CrNiNb18-10) aus verschiedenen Quellen [110, 125, 10, 64]

Korrigierte Werkstoffparameter sollen nun für den nächsten Iterationsschritt verwendet werden. Werkstoffe können aber nur element- bzw. partitionsweise zugewiesen werden – nicht knotenweise. Wurde die **fixe Partitionierung** gewählt, liegen die Partitionen bereits vor und ein einheitlicher Werkstoff muss lediglich zugewiesen werden.

Bei der **adaptiven Partitionierung** erfolgt eine horizontale und vertikale Teilung des „Auswertebereichs“ oder einer bereits bestehenden Partition (durch Vorpartitionierung oder den aktuellen Partitionierungsprozess), wenn sich maximaler und minimaler Wert eines maßgebenden Werkstoffparameters der Knoten-Werkstoffe aller innerhalb dieser Partition liegenden Knoten um einen Betrag unterscheiden, der größer ist als der vom Anwender vorgegebene „Partitions-Grenzwert“ (Tabelle 6.1). Theoretisch könnte für alle Werkstoffparameter ein Grenzwert vorgegeben werden, sodass automatisch der Parameter maßgebend wird, dessen Grenzwert überschritten wird. Hier wird der maßgebende Werkstoffparameter aber durch die zyklische Dehngrenze  $R'_{p0,2}$  definiert.

Die Partitionierung wird solange durchgeführt bis der Grenzwert für alle Partitionen – auch für die neu gebildeten – eingehalten ist. Der „PartitionsGrenzwert“ sollte so vorgegeben werden,

dass sich sinnvolle Partitionen ergeben können; hier spielen Streuungen eine Rolle.

Um vom Vorteil der adaptiven Partitionierung zu profitieren, startet der adaptive Partitionierungsprozess in jedem Iterationsschritt ausgehend vom Basismodell (unter Berücksichtigung der gewünschten Vorpartitionierung), übernimmt also keine Partitionen aus dem vorherigen Iterationsschritt. Allerdings können die Knoten, die im vorherigen Modell auf Partitionsrändern zwischen zwei Werkstoffen lagen – wie bereits erwähnt – nicht für die Korrektur des Werkstoffs und damit auch nicht für die Partitionierung herangezogen werden. Damit dennoch genügend Knoten zur Verfügung stehen, erfolgt die Vernetzung der Partitionen (bei beiden Methoden) über „local seeds by number“ („SeedsPartition“ in Tabelle 6.1). Der Anwender gibt damit vor, wie viele Elemente auf einem Partitionsrand liegen und steuert damit indirekt die Anzahl an Knoten innerhalb der Partition. Liegen im Bauteil sehr lokale Werkstoffzonen vor, führt dies bei adaptiver Partitionierung ebenfalls zu sehr kleinen Zonen und noch kleineren Elementen. Für eine rasche Erfassung der Lokalisierung ist dies von Vorteil, allerdings nur bis zu einem gewissen Grad. Damit nicht beliebig kleine Partitionen entstehen, wird über die „PartitionsGroesse“ durch den Anwender die Größe der kleinstmöglichen Partition vorgegeben (Tabelle 6.1).

Anschließend erfolgt die **Bestimmung des Partitionswerkstoffs**. Bei beiden Partitionierungsvarianten wird der Partitionswerkstoff durch Regression auf Basis der Beanspruchungspunkte aller innerhalb der Partition liegenden Knoten bestimmt (Abbildung 6.7, rechts).

Sollte durch die Teilung bei adaptiver Partitionierung kein FE-Knoten mehr in der neu geschaffenen Partition liegen, wird im Umfeld nach Knoten gesucht, die zur Bestimmung des Partitionswerkstoffs herangezogen werden.

## 7 Anwendung des Verfahrens

Das Verfahren wird nun anhand verschiedener Beispiele getestet. Besonderes Augenmerk wird darauf gelegt, wie sich die vom Anwender vorzugebenden Programmvariablen auf das Ergebnis der Parameteridentifikation auswirken.

Die Anwendung erfolgt zunächst an Modellen, bei denen die Lösung der Werkstoffparameter bekannt ist (Testmodelle). Dazu werden im ersten Schritt Werkstoffinhomogenitäten im „Auswertebereich“ fiktiv vorgegeben und das zugehörige Dehnungsfeld wird mittels Finite-Elemente-Simulation berechnet. Im nächsten Schritt wird das berechnete Dehnungsfeld vorgegeben und die Werkstoffparameter werden als unbekannt angenommen. Sie sollen mithilfe des Verfahrens bestimmt werden. Um die Konvergenz der Knoten- und Partitionswerkstoffe eindeutig nachverfolgen zu können, wird das Finite-Elemente-Netz in allen Testmodellen beibehalten. So kann der Fokus an dieser Stelle auf die Güte des Verfahrens und seine Anwendungsgrenzen gelegt werden. Der Einfluss der Elementierung auf die berechneten Dehnungen wird in einer separaten Vorstudie in Abschnitt 7.1 auch im Hinblick auf die bei Clormann [19] beobachtete Problematik der Singularität an Werkstoffgrenzen untersucht. Es wird auch aufgezeigt, welche Rolle das Mismatch-Verhältnis dabei spielt. Ziel dieser Vorstudie ist es, eine Vernetzungsempfehlung für die Anwendung des Verfahrens auf reale Proben aus Kapitel 3 abzugeben.

Diese erfolgt in Abschnitt 7.5. Hier sind insbesondere die Programmvariablen „PartitionsGröße“, „PartitionsGrenzwert“ und „Radius“ von Interesse, da diese besonderen Einfluss auf die Verarbeitung streuungsbehafteter Daten haben.

Außerdem wird das transiente Verhalten einer Probe untersucht, indem die Parameteridentifikation für verschiedene Schwingspiele über die Lebensdauer durchgeführt wird.

Schließlich erfolgt die Ermittlung der Lebensdauer auf Basis der unter Berücksichtigung der Werkstoffinhomogenität berechneten Dehnungsamplituden.

Alle Berechnungen werden mit *Abaqus* durchgeführt. Der Werkstoff in der Beschreibung nach Ramberg-Osgood kann in *Abaqus* durch das „*Deformation Plasticity*“-Materialmodell [24] abgebildet werden. Die Gleichung der Spannungs-Dehnungs-Kurve lautet hier:

$$E\varepsilon = \sigma + \alpha \left( \frac{|\sigma|}{\sigma_0} \right)^{n-1} \sigma \quad (7.1)$$

Diese Gleichung entspricht der Ramberg-Osgood-Gleichung 2.1 (für  $\sigma > 0$ ), wenn die Parameter  $\alpha$ ,  $\sigma_0$  und  $n$ , wie folgt, gewählt werden:

$$\alpha = \frac{E}{K'} \quad (7.2)$$

$$\sigma_0 = K' \quad (7.3)$$

$$n = \frac{1}{n'} \quad (7.4)$$

Dieses Materialmodell kann keine Lastumkehr (Entlastung) abbilden; dies wird jedoch weder für die Parameteridentifikation noch für weitere Beispielerrechnungen, die hier folgen, benötigt.

Alternativ könnten aber auch Parameter für das Materialmodell nach Lemaitre und Chaboche [69] bestimmt werden (siehe Tabelle 6.1). Dieses Materialmodell ist in der Lage, kinematische



Verfestigung abzubilden. So könnte das Modell nach der Parameteridentifikation direkt für zyklische Berechnungen weiterverwendet werden. Die „Chaboche-Parameter“ werden in jedem Iterationsschritt aus den zunächst bestimmten Ramberg-Osgood-Parameter berechnet, wobei bislang von einem konstanten Verfestigungsexponenten  $n'$  (nur unter Verwendung der „Chaboche-Parameter“) ausgegangen wird, wie aus den folgenden Gleichungen zu entnehmen ist.

Die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve wird nach Lemaitre und Chaboche durch Gleichung 7.5 beschrieben.

$$\sigma = \sigma_y + \sum_{i=1}^n \left[ \frac{C_i}{\gamma_i} \cdot (1 - e^{-\gamma_i \cdot \varepsilon_{pl}}) \right] \quad (7.5)$$

Hat sich nun  $K'$  gegenüber dem Verfestigungskoeffizienten „K\_Strich\_Start“ bei Iterationsstart um den Faktor  $f$  geändert, wirkt sich dies auf die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve so aus, dass auch die Spannung (im Spannungs-Dehnungs-Diagramm) um diesen Faktor verändert wird (Gleichung 7.6).

$$f \cdot \sigma = f \cdot K'_{\text{Start}} \cdot (\varepsilon_{pl})^{n'} \quad (7.6)$$

Dieser Faktor lässt sich analog auf die Spannungs-Dehnungs-Kurve nach Lemaitre und Chaboche anwenden (Gleichung 7.7).

$$f \cdot \sigma = f \cdot \sigma_y + \sum_{i=1}^n \left[ \frac{f \cdot C_i}{\gamma_i} \cdot (1 - e^{-\gamma_i \cdot \varepsilon_{pl}}) \right] \quad (7.7)$$

Darin beschreiben die „Chaboche-Parameter“  $\sigma_y$ ,  $C_i$ , und  $\gamma_i$  die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve, die bei Iterationsstart verwendet wird. Diese werden vom Anwender in „SaveData.py“ vorgegeben. Im Programm implementiert ist die Verwendung von fünf Backstress-Tensoren ( $C_1$  bis  $C_5$  und  $\gamma_1$  bis  $\gamma_5$ ).

## 7.1 Vorstudie: Einfluss der Elementierung auf die berechneten Dehnungen bei Werkstoffinhomogenitäten

Der Einfluss der Elementgröße auf die berechneten Dehnungen wird unabhängig von der Anwendung des Verfahrens untersucht. Als Beispiel dient ein Zugstab, der aus zwei verschiedenen Werkstoffen besteht (Abbildung 7.1). Für das Mismatch-Verhältnis wurde ein Wert von 2 gewählt, was den „worst case“ an der Schweißnaht real beobachteter Mismatch-Verhältnisse darstellt. Das Mismatch-Verhältnis  $MV$  zweier benachbarter Werkstoffe wird hier, wie folgt, definiert:

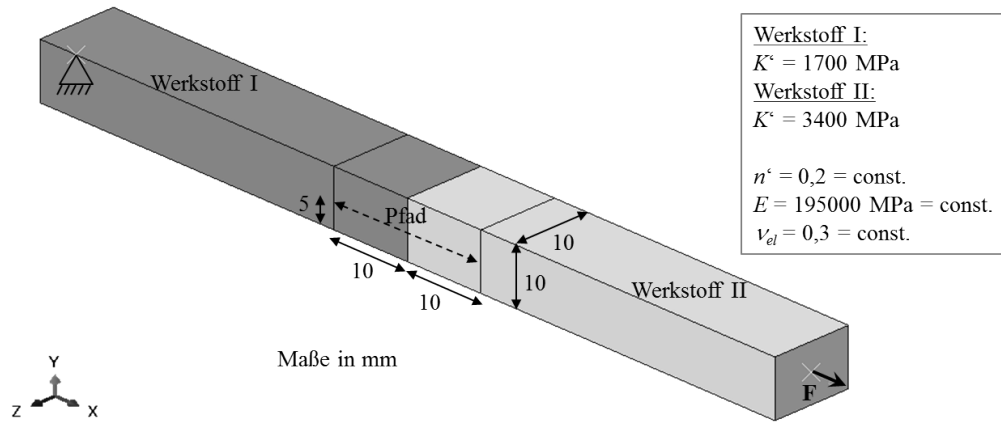
$$\begin{aligned} MV &= \frac{R'_{p0,2;\max}}{R'_{p0,2;\min}} \\ &= \frac{K'_{\max}}{K'_{\min}} \text{ für } n' = \text{const.} \end{aligned} \quad (7.8)$$

Für die Vernetzung werden Hexaeder mit linearer Ansatzfunktion und reduzierter Integration (C3D8R) verwendet.

Entlang des in Abbildung 7.1 eingezeichneten Pfads werden nun Vergleichsdehnungen an den Oberflächenknoten bei verschiedenen Lasthöhen bestimmt. Die Ergebnisse für verschiedene Elementgrößen sind in Abbildung 7.2 dargestellt.

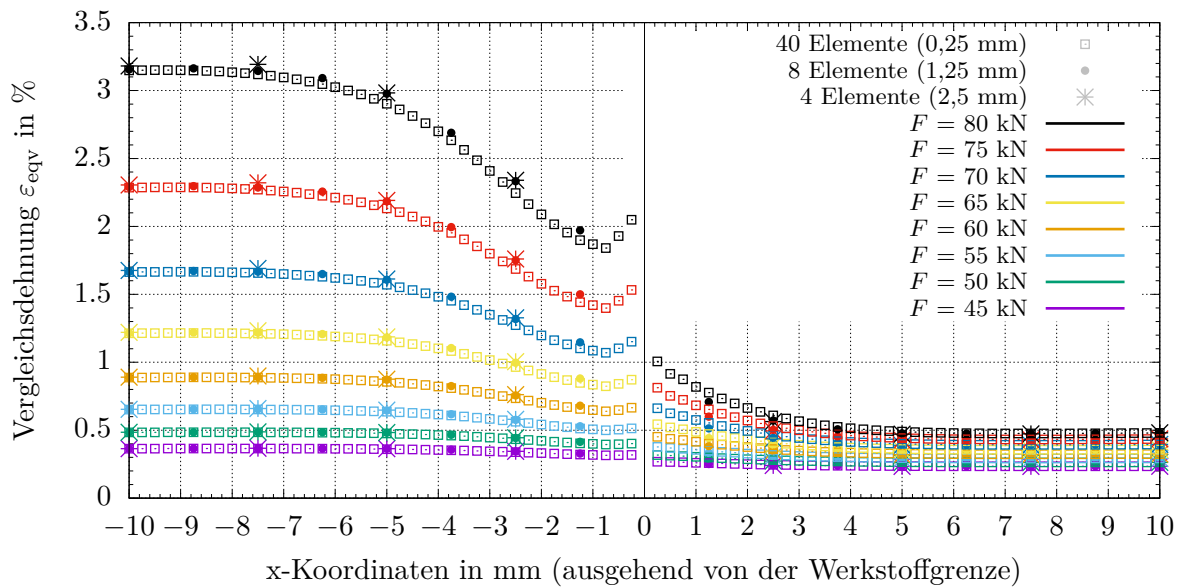
Während eine Vernetzung mit 4 und 8 Elementen (entlang des Pfadabschnitts im jeweiligen Werkstoffbereich) zu näherungsweise gleichen Ergebnissen mit lediglich unterschiedlicher Anzahl an Stützstellen führt, wird bei feiner Vernetzung (40 Elemente je Abschnitt) die Singularität an der Werkstoffgrenze erkennbar.

Die bei weiterer Netzverfeinerung gegen unendlich gehenden Spannungen und Dehnungen sind



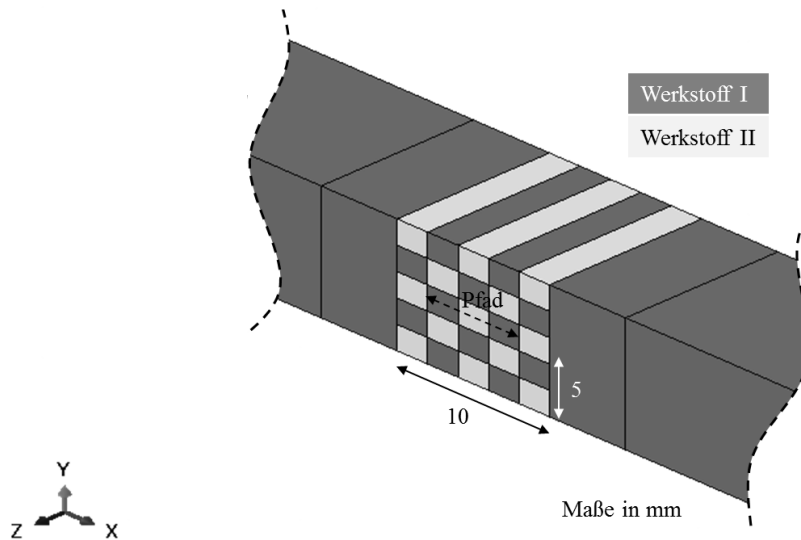
**Abbildung 7.1:** Modell 1 zur Untersuchung des Einflusses der Elementgröße auf die berechneten Dehnungen bei Werkstoffinhomogenitäten

jedoch weder verwertbar noch sinnvoll, sollen mit dem Modell doch Dehnungen aus realen Messungen abgebildet werden können. Die Messungen in makroskopischer Größenordnung beinhalten keine singulären Dehnungen, da hier auch über Korngrenzen hinweg gemittelt wird. Somit ist es sinnvoll, auch in der Berechnung die Ausbildung solcher Singularitäten zu vermeiden. Im vorliegenden Beispiel wird die Singularität bereits bei einer Elementgröße von 0,25 mm sichtbar. Allerdings ist hier nicht die tatsächliche Elementgröße von Bedeutung – schließlich ist die Finite-Elemente-Berechnung frei von Einheiten, sodass dasselbe Dehnungsergebnis beispielsweise auch für den  $\mu\text{m}$ -Bereich mit (gedanklich) entsprechend skaliert Kraft interpretierbar ist. Vielmehr ist die Anzahl an Elementen im jeweiligen Werkstoffbereich entscheidend, die die Abbildung dieses Dehnungsanstiegs überhaupt erst ermöglicht – wie das folgende Beispiel veranschaulicht.



**Abbildung 7.2:** Vergleichsdehnungen entlang des in Abbildung 7.1 eingezeichneten Pfads in Abhängigkeit von Lasthöhe und Elementgröße

Betrachtet wird wieder obiger Zugstab mit gleichen Abmessungen und Randbedingungen sowie den Werkstoffen I und II. Die Werkstoffe werden im Modell 2 jedoch anders angeordnet. Die Anordnung erfolgt schachbrettartig (in Probenmitte), sodass an allen Werkstoffgrenzen wieder ein Mismatch-Verhältnis von 2 vorliegt (Abbildung 7.3).

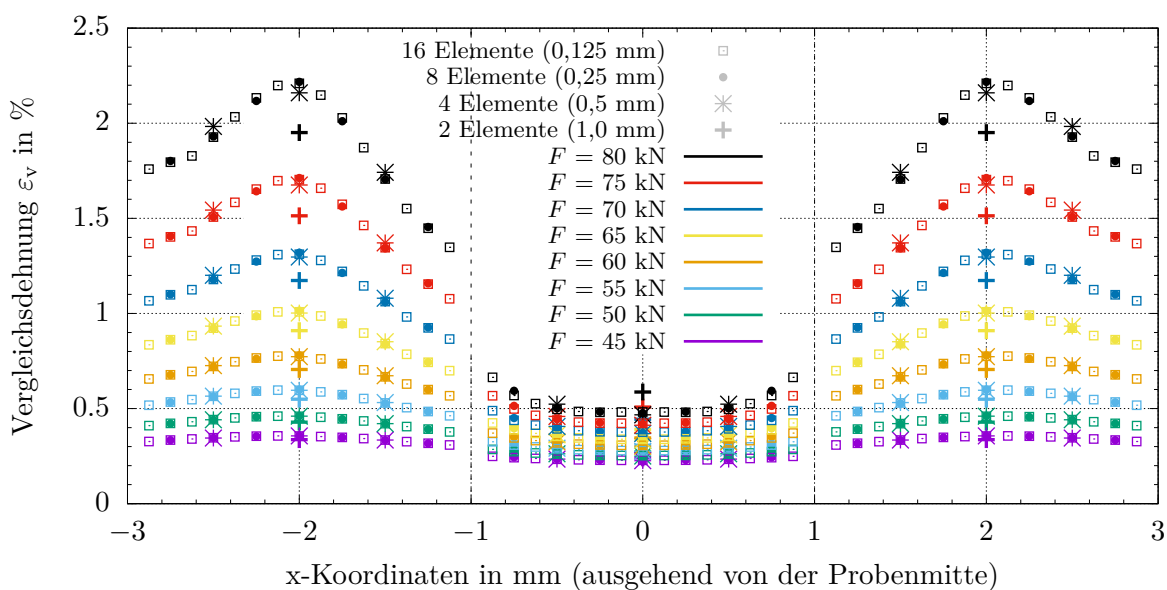


**Abbildung 7.3:** Modell 2 zur Untersuchung des Einflusses der Elementgröße auf die berechneten Dehnungen bei Werkstoffinhomogenitäten

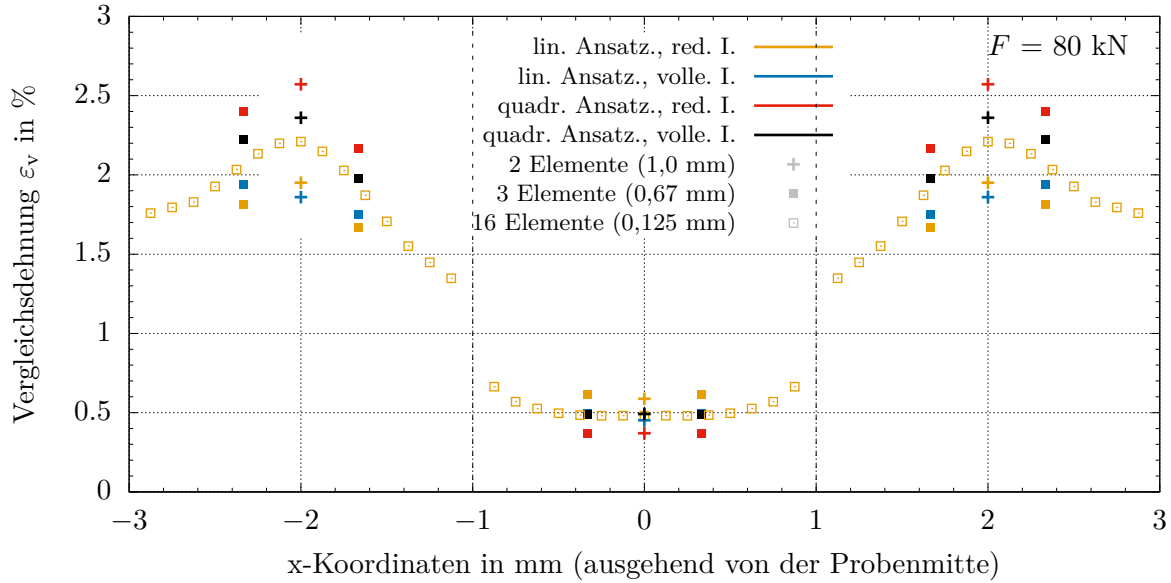
Die Vergleichsdehnungen entlang des in Modell 2 untersuchten Pfads sind in Abbildung 7.4 für verschiedene Lastniveaus und Vernetzungsgrade (Angabe der Elementanzahl entlang der Werkstoffzone) eingetragen.

Auch bei einer Elementgröße von 0,125 mm ist noch kein beidseitiger, auf Singularität hindeutender Dehnungsanstieg an der Werkstoffgrenze zu erkennen.

Aus dem Diagramm wird zudem deutlich, dass bereits eine Vernetzung mit 4 Elementen entlang einer Werkstoffzone (Programmvariable „SeedsPartition“ in Tabelle 6.1) den Dehnungsverlauf sehr gut abbilden kann. Vereinfachend kann der Dehnungsverlauf aber auch mit 1 Knoten, d.h. einer Stützstelle je Werkstoffzone, interpoliert werden. Bei Verwendung von weniger als 4 Elementen (entlang einer Werkstoffzone) ist die Berechnung mit voller Integration (Elementtyp C3D8) sinnvoll. Die Verwendung von Elementen mit quadratischer Ansatzfunktion führt nur in



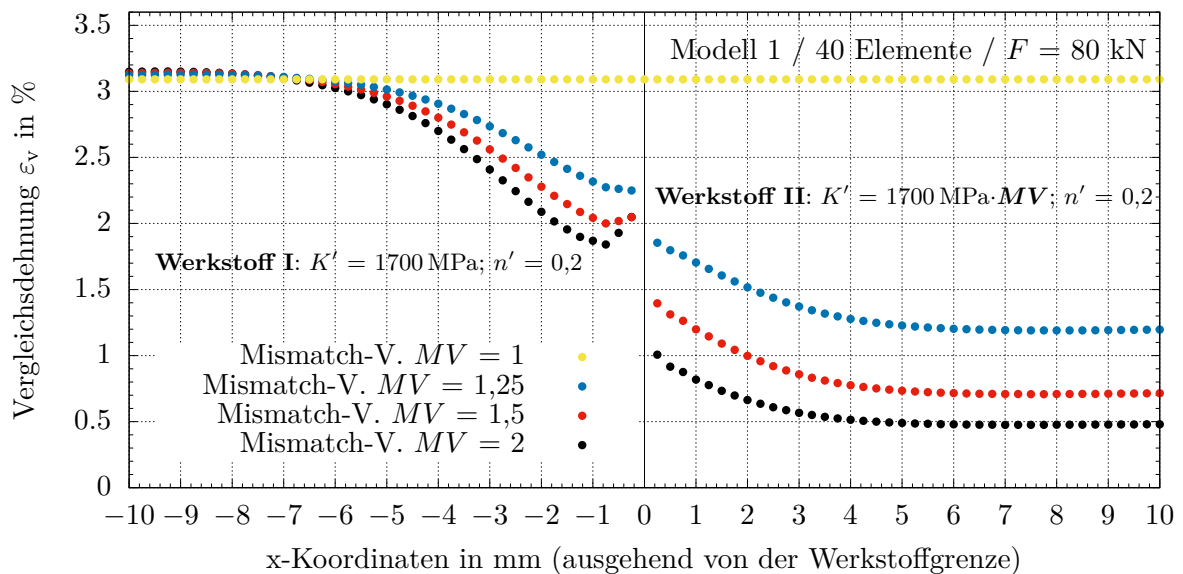
**Abbildung 7.4:** Vergleichsdehnungen entlang des in Abbildung 7.3 eingezeichneten Pfads in Abhängigkeit von Lasthöhe und Elementanzahl entlang der Werkstoffgrenze



**Abbildung 7.5:** Vergleichsdehnungen entlang des in Abbildung 7.3 eingezeichneten Pfads in Abhängigkeit vom Elementtyp bei unterschiedlicher Elementanzahl

Verbindung mit voller Integration zu besseren Ergebnissen. Dies wird aus Abbildung 7.5 ersichtlich. Die Ergebnisse mit 16 Elementen aus Abbildung 7.4 werden dabei als Referenz betrachtet. Der Elementtyp spielt bei dieser feinen Vernetzung eine untergeordnete Rolle, sodass die Nutzung dieser Ergebnisse als Referenz sinnvoll ist. Die Untersuchungen beziehen sich lediglich auf Hexaeder-Elemente, die für alle Berechnungen in dieser Arbeit verwendet werden. Diese Informationen sind wichtig, um bei der Parameteridentifikation eine geeignete Einstellung der Programmvariablen hinsichtlich Vernetzung wählen zu können.

Wie eingangs erwähnt, beziehen sich die obigen Untersuchungen auf das Mismatch-Verhältnis  $MV = 2$ . Liegt ein kleineres Mismatch-Verhältnis vor, ist der Dehnungsanstieg an der Werk-



**Abbildung 7.6:** Vergleichsdehnungen entlang des in Abbildung 7.1 eingezeichneten Pfads in Abhängigkeit des Mismatch-Verhältnisses

stoffgrenze reduziert, wie aus Abbildung 7.6 zu erkennen ist. Je kleiner das Mismatch-Verhältnis ist, desto „glatter“ ist der Verlauf der Dehnung (bei gleicher Vernetzung).

Dies bedeutet: Werden Vernetzungskriterien für den „worst case“ ( $MV = 2$ ) beachtet, sind damit auch alle kleineren Mismatch-Verhältnisse abgedeckt.

## 7.2 Testmodell I – Werkstoffinhomogenität über Probenabschnitte

Das Testmodell I besteht im untersuchten Bereich („Auswertebereich“) aus 5 Zonen mit 3 verschiedenen Werkstoffen (Abbildung 7.7). Die gewählten Werte der Parameter  $K'$  orientieren sich an den Parametern der Hystereseseite der später untersuchten Nahtwerkstoffe. Die Abmessungen im verjüngten Bereich wurden von den Proben aus Kapitel 3 übernommen (s. Technische Zeichnung in Abbildung 3.7). Das Testmodell wurde ohne Krümmung mit einer Dicke  $t = 10$  mm modelliert.

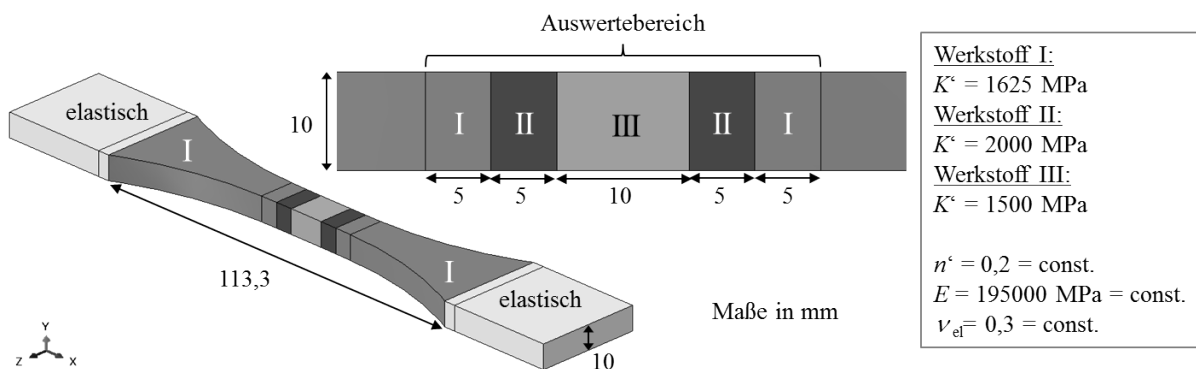


Abbildung 7.7: Testmodell I

Über die Randbereiche werden in 5 „Steps“ die folgenden Kräfte eingeleitet:

$$F_1 = 60 \text{ kN}, F_2 = 65 \text{ kN}, F_3 = 70 \text{ kN}, F_4 = 75 \text{ kN}, F_5 = 80 \text{ kN}$$

Die resultierenden 5 Dehnungsfelder des Basis-Modells, welches obige Werkstoffe enthält, werden als Datei je Dehnungszustand im Ordner „Messwerte“ hinterlegt. Die Ausgabedatei aus dem Messsystem kann dabei direkt übernommen werden. Die Ergebnisse für alle Messpunkte liegen darin in folgender Form vor<sup>1</sup>:

x-Koordinate y-Koordinate  $\varepsilon_x$   $\varepsilon_y$   $\gamma_{xy}$

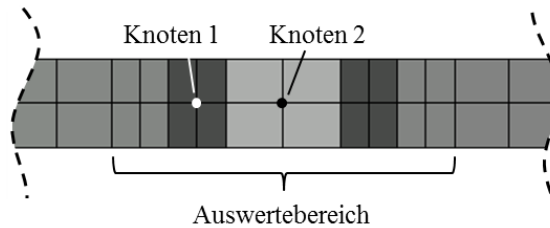
Während bei einer Messung die Koordinaten der Messpunkte festgehalten werden, sind es hier die Koordinaten der Oberflächenknoten im „Auswertebereich“. Analog zur Messung werden auch hier nur die Oberflächendehnungen gegeben.

Die Vernetzung wird im ersten Beispiel bewusst sehr grob vorgenommen, um die Entwicklung der Knoten- und Partitionswerkstoffe während der Iteration leicht nachvollziehen zu können (Abbildung 7.8).

Damit die grobe Vernetzung nicht die Ergebnisse der Parameteridentifikation beeinflusst, wird für das Iterations-Modell dasselbe Netz wie für das Basis-Modell verwendet. Auch die Lage der (fünf) Werkstoffzonen (Partitionen) soll hier noch als bekannt angenommen werden, sodass sich

<sup>1</sup>Anmerkung:

Aus dem Messsystem werden die Dehnungen auf Basis der x- und y-Koordinaten notiert. In *Abaqus* werden die Dehnungen gemäß Tensornotation mit den Laufindizes von 1 bis 3 ausgegeben. Zur Unterscheidung von Messdaten und Berechnungsergebnissen wird dies weitgehend beibehalten. Da die Koordinatensysteme übereinstimmen, sind  $\varepsilon_x$  (log.) und LE11 (log.) usw. aber direkt miteinander vergleichbar.



**Abbildung 7.8:** Testmodell I: grobe Vernetzung; Knoten 1 und 2 für die spätere Auswertung

bei der Iteration nur der Werkstoff der Partitionen ändert. Dies kann in der Datei „SaveData.py“ mit „Testmodell = True“ vorgenommen werden. Damit wird das CAE-Modell, das zur Berechnung der Lösung diente, wiederverwendet und in der Weise bearbeitet, dass die Werkstoffparameter im „Auswertebereich“ auf die vorgegebenen Start-Werkstoffparameter gesetzt werden. Für den Start-Werkstoff werden hier folgende Parameter verwendet:

$$K' = 1650 \text{ MPa} / n' = 0,2 / E = 195000 \text{ MPa} / \nu_{el} = 0,3.$$

Somit muss bei der Parameteridentifikation ein Werkstoff mit höherer Festigkeit (Werkstoff II) und ein Werkstoff mit geringerer Festigkeit (Werkstoff III) ermittelt werden.

Die Ermittlung neuer Werkstoffparameter erfolgt auf Basis von Vergleichsdehnungen

„Vergleichsdehnungen = True“

unter Einbeziehung aller Beanspruchungszustände

„Regression = True“.

Für den „Radius“ (zur Zuweisung der Messwerte) wird 0,1 (mm) gewählt, damit nur Ergebnisse des gleichen Knotens verwendet werden. Welche Messpunkte und Dehnungen dem jeweiligen FE-Knoten zugeordnet wurden, kann in der Kontroll-Datei „Kontrolle.txt“ überprüft werden. Weitere Ausgabedateien sind in Tabelle 7.2 dokumentiert.

Die Parameter  $E$ ,  $\nu_{el}$  und  $n'$  werden konstant gehalten

„n\_Strich\_konstant = True“.

Die Vorgabe weiterer Programmvariablen (bezüglich Partitionierung oder Elementierung) ist hinfällig, da das bereits bestehende Basis-Modell als Iterations-Modell wiederverwendet wird.

Die Ergebnisse aus der Iteration sind in Tabelle 7.1 und Abbildung 7.10 dokumentiert.

Bereits nach 8 Iterationen beträgt die größte absolute (nicht prozentuale) Abweichung von Ist- zu Soll-Wert:

$$\Delta\varepsilon_{t,11,\max} = 0,013 \% < 0,02 \% (\text{„Grenzwert“}).$$

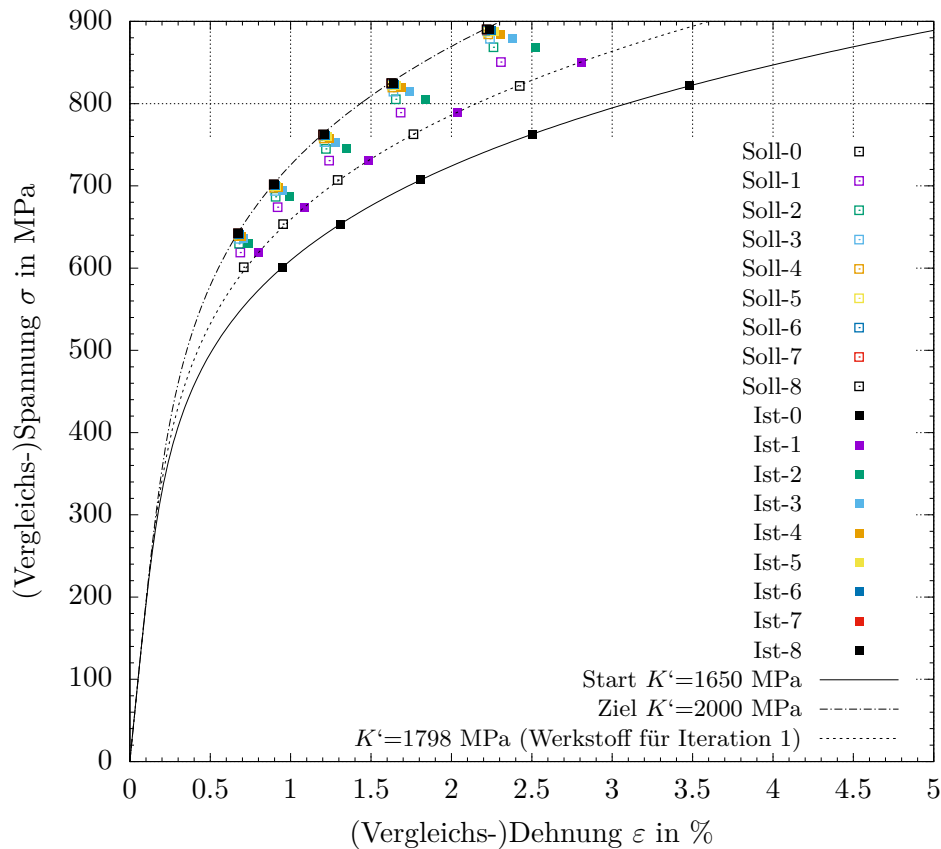
In den Abbildungen 7.9 und 7.11 sind die Beanspruchungspunkte für Knoten 1 aus Werkstoffzone II und Knoten 2 aus Werkstoffzone III (siehe Abbildung 7.8) eingezeichnet, die zur Ermittlung der Knotenwerkstoffe gedient haben.

Durch die Verwendung von Vergleichsdehnungen, die sich aus den für jeden Beanspruchungszustand konstanten Messwerten  $\varepsilon_x$ ,  $\varepsilon_y$  und  $\gamma_{xy}$  – sowie den sich von Iterationsschritt zu Iterationsschritt ändernden restlichen Komponenten des Dehnungstensors aus der Berechnung zusammensetzen, ändert sich auch der Soll-Wert mit jedem Iterationsschritt. Die Abweichung von Ist- zu Soll-Wert wird dennoch stetig kleiner, da die Korrektur der Werkstoffparameter, die mithilfe der

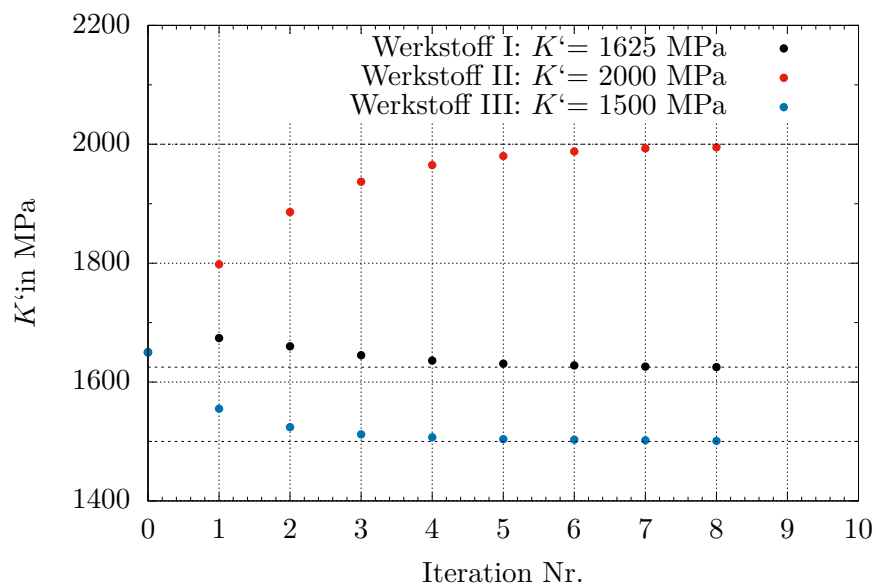
Messwerte in die richtige Richtung (hinsichtlich Festigkeit) vorgenommen wird, auch eine stetige Korrektur der zunächst „falschen“ Dehnungskomponenten und somit des Soll-Wertes bewirkt.

**Tabelle 7.1:** Ergebnisse des Testmodells I mit grober Vernetzung: Ermittelte Werkstoffparameter  $K'$  und maximale Abweichung von Ist- zu Soll-Wert im Auswertebereich

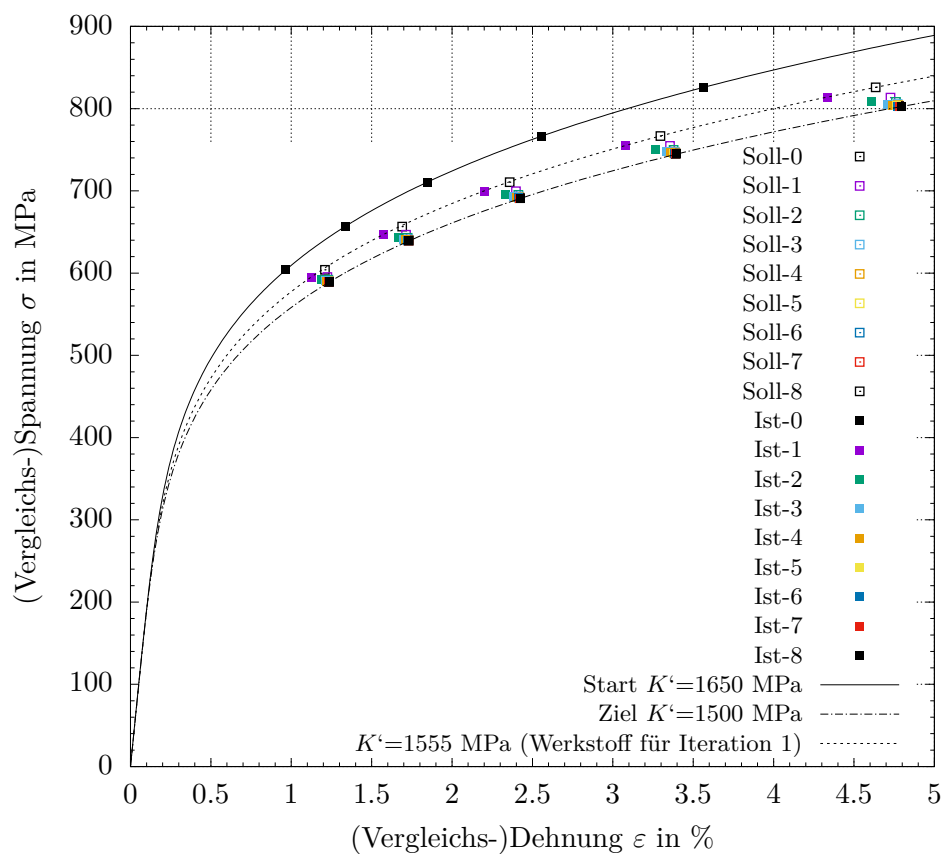
Iteration	$K'$ von Werkstoff I in MPa	$K'$ von Werkstoff II in MPa	$K'$ von Werkstoff III in MPa	absolute Abweichung $\Delta\varepsilon_{11,\max}$
Start (0)	<b>1650</b>	<b>1650</b>	<b>1650</b>	1,270 %
1	1674	1798	1555	0,594 %
2	1660	1886	1524	0,305 %
3	1645	1937	1512	0,160 %
4	1636	1965	1507	0,085 %
5	1631	1980	1504	0,048 %
6	1628	1988	1503	0,029 %
7	1626	1993	1502	0,021 %
8	1625	1995	1501	0,013 %
Ziel	<b>1625</b>	<b>2000</b>	<b>1500</b>	



**Abbildung 7.9:** Beanspruchungspunkte an Knoten 1 zur Ermittlung der Parameter des Werkstoffs II



**Abbildung 7.10:** Ermittelte Werkstoffparameter  $K'$  für die Werkstoffe I-III von Iterations-Start (d.h. Iteration 0) (homogen) bis Iteration 8



**Abbildung 7.11:** Beanspruchungspunkte an Knoten 2 zur Ermittlung der Parameter des Werkstoffs III



**Tabelle 7.2:** Ausgabedateien zur Dokumentation und Kontrolle der Ergebnisse je Iteration

<b>Delta_eps_i.txt</b>
<p>enthält folgende Informationen für alle verwendeten Knoten im Auswertebereich (d.h. die nicht auf einer Werkstoffgrenze liegen) bzgl. Beanspruchungszustand <math>i</math>:</p> <p>x-Koord. y-Koord <math>\Delta\varepsilon_{11}</math> <math>\Delta\varepsilon_{22}</math> <math>\Delta\gamma_{12}</math> Knotennummer</p> <p>wobei <math>\Delta\varepsilon</math>: Abweichung Soll-Ist-Wert; diese Werte werden auch in der odb-Datei ausgegeben</p>
<b>Kontrolle.txt</b>
<p>zu jedem Knoten (mit Knotennummer und Koordinaten) im Auswertebereich werden die Koordinaten der zugewiesenen Messpunkte, der jeweilige Abstand <math>R</math> sowie die zugewiesenen Dehnungen E11, E22, E12 (der <i>Abaqus</i>-Konvention entsprechend) für alle Beanspruchungszustände dokumentiert</p>
<b>Kontrolle Spannung-Dehnung.txt</b>
<p>enthält alle Knoten im Auswertebereich mit Koordinaten</p> <p>liegt der Knoten nicht auf einer Werkstoffgrenze, werden für den unter „<i>StepParameter-Berechnung</i> = <math>j</math>“ angegebenen Beanspruchungszustand <math>j</math> zudem ausgegeben:</p> <p>E11,E22,E12: <i>gemessene</i>, zugewiesene (totale) Oberflächendehnungen</p> <p>LE33,LE13,LE23: berechnete (totale) Dehnungen (FE)</p> <p>LEEQ: Vergleichsdehnung gemäß Gleichung 5.3 auf Basis obiger Komponenten mit <math>\nu_{el-pl} = \nu</math> (s. unten)</p> <p>Soll-Wert bei Verwendung von Vergleichsdehnungen</p> <p>Mises: berechnete Vergleichsspannung nach von Mises (FE)</p> <p>PEEQ: berechnete plast. Vergleichsdehnung (FE)</p> <p><math>\nu</math>: <math>\nu_{el-pl}</math> gemäß Gleichung 6.2, wobei <math>\varepsilon_{el} = \text{Mises}/E</math> und <math>\varepsilon_{pl} = \text{PEEQ}</math></p> <p>S11: berechnete Spannung in x-Richtung (FE)</p> <p>EP11 = E11 - S11/<math>E</math> (plast. einachsige Dehnung zur Berechnung der neuen Parameter <math>K'</math> und <math>n'</math>, wenn „<i>Vergleichsdehnungen</i> = <i>False</i>“)</p> <p>LPEEQ = LEEQ - Mises/<math>E</math> (plast. Vgl.-D. zur Berechnung der neuen Parameter <math>K'</math> und <math>n'</math>, wenn „<i>Vergleichsdehnungen</i> = <i>True</i>“)</p> <p><math>K'</math> in Step <math>j</math>: neuer Knoten-Parameter berechnet auf Basis eines einzelnen Beanspruchungszustand</p> <p><math>K'</math> durch Regr.: neuer Knoten-Parameter ermittelt auf Basis aller Beanspruchungszustände (Regression)</p>
<b>Nodes_Auswertebereich.txt</b>
enthält die Nummern aller Knoten im Auswertebereich
<b>Out_Daten_elastisch_plastisch_i.txt</b>
<p>enthält für alle Knoten des Modells, die nicht auf einer Werkstoffgrenze liegen, folgende Berechnungsergebnisse (aus FE):</p> <p>Knotennr. LE11 LE22 LE33 LE12 LE13 LE23 PEEQ Mises S11 LE-ABSPRINCIPAL S-ABSPRINCIPAL</p>
<b>Parameter.txt</b>
<p>enthält die ermittelten Parameter der Knotenwerkstoffe (für den nächsten Iterationsschritt):</p> <p>Knotennummer <math>K'</math> <math>n'</math></p>
<b>RecFile.txt</b>
dokumentiert die Partitions-Werkstoffe

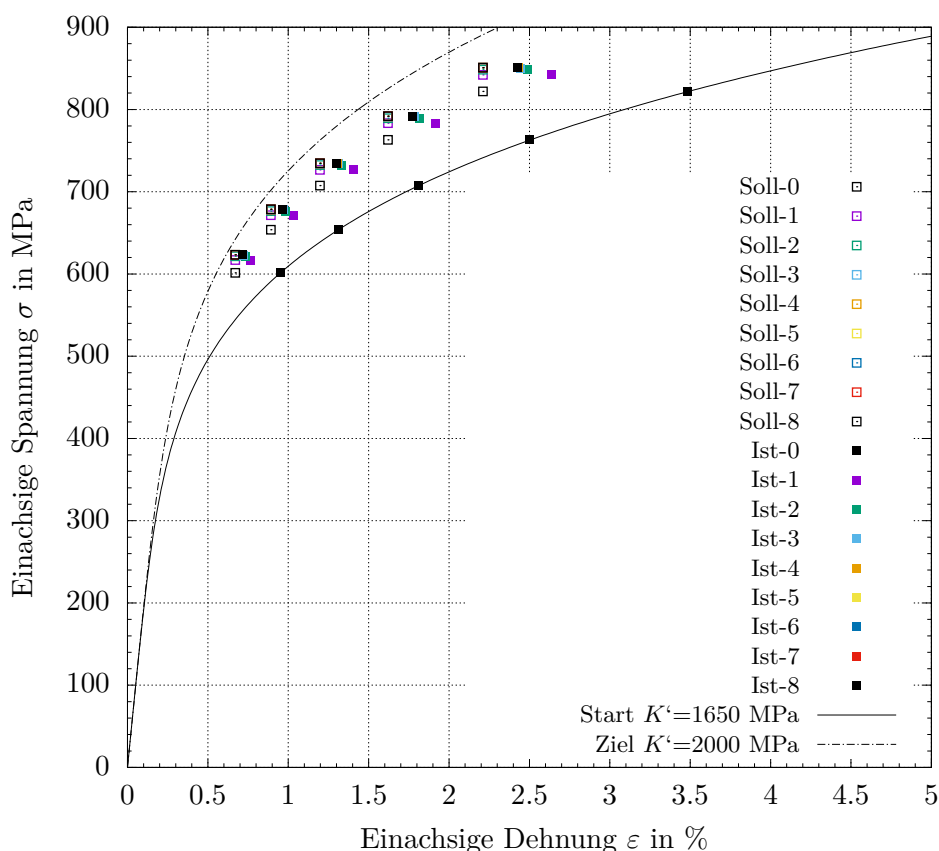
### 7.2.1 Variation: „Vergleichsdehnungen = False“

Nun soll testweise auf die Verwendung von Vergleichsdehnungen verzichtet werden:

„Vergleichsdehnungen = False“.

Mit dieser einzigen Änderung wird die Parameteridentifikation des obigen Modells erneut durchgeführt.

In Abbildung 7.12 ist die neue Auswertung für Knoten 1 dargestellt. Auch bei einachsiger Belastung kommt es durch Querdehnungsbehinderung an den Werkstoffgrenzen zu stark mehrachsiger Beanspruchung. Je höher das Beanspruchungsniveau ist, desto größer ist die Abweichung einachsiger Beanspruchungspunkte ( $\varepsilon_{11}, \sigma_{11}$ ) von der Spannungs-Dehnungs-Kurve. Werden die Werkstoffparameter auf Basis dieser Beanspruchungspunkte ermittelt, konvergieren diese gegen eine falsche Lösung. Eine Abweichung von Soll- und Ist-Wert bleibt dann bestehen.



**Abbildung 7.12:** Beanspruchungspunkte an Knoten 1 zur Ermittlung der Parameter des Werkstoffs II auf Basis einachsiger Werte

### 7.2.2 Variation: „n\_Strich\_konstant = False“

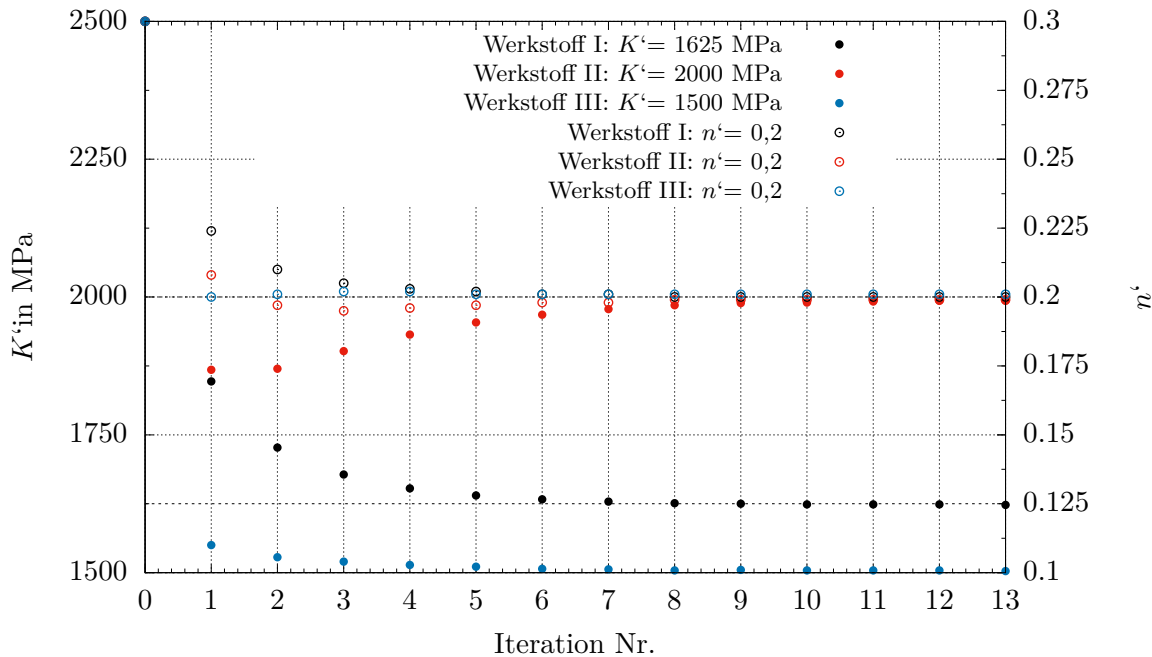
In der nächsten Berechnung soll die Parameteridentifikation für  $K'$  und  $n'$  durchgeführt werden – mit

„n\_Strich\_konstant = False“.

Dazu wird der Startwerkstoff mit einem falschen  $n'$  – wie folgt – gewählt:

$K' = 2500$  MPa und  $n' = 0,3$

Die Konvergenz der Werkstoffparameter ist Abbildung 7.13 zu entnehmen.



**Abbildung 7.13:** Ermittelte Werkstoffparameter  $K'$  und  $n'$  für die Werkstoffe I-III von Iterations-Start (homogen mit  $K' = 2500$  MPa und  $n' = 0,3$ ) bis Iteration 13

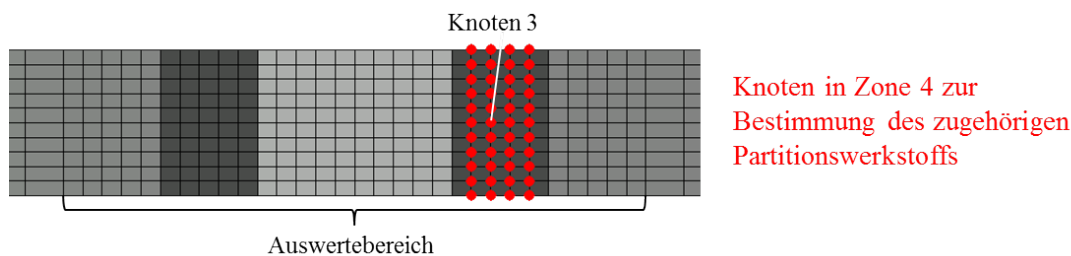
### 7.2.3 Knotenwerkstoff und Partitionswerkstoff

In den obigen Berechnungen gab es nahezu keine Abweichung zwischen Knoten- und Partitionswerkstoff. Aufgrund der Elementierung lieferten alle zur Bestimmung des jeweiligen Partitionswerkstoffs herangezogenen Knoten (3 Knoten je Werkstoffzone, die nicht auf einer Werkstoffgrenze liegen) fast identische Parameter der Knotenwerkstoffe, sodass sich bei Zugrundelegen der Beanspruchungspunkte aller 3 Knoten ein Parametersatz mit vergleichbaren Werten für die Partition ergeben muss.

Liegen mehr Knoten in einer Partition, können sich Knoten- und Partitionswerkstoff deutlich unterscheiden, wie die folgende Berechnung zeigt.

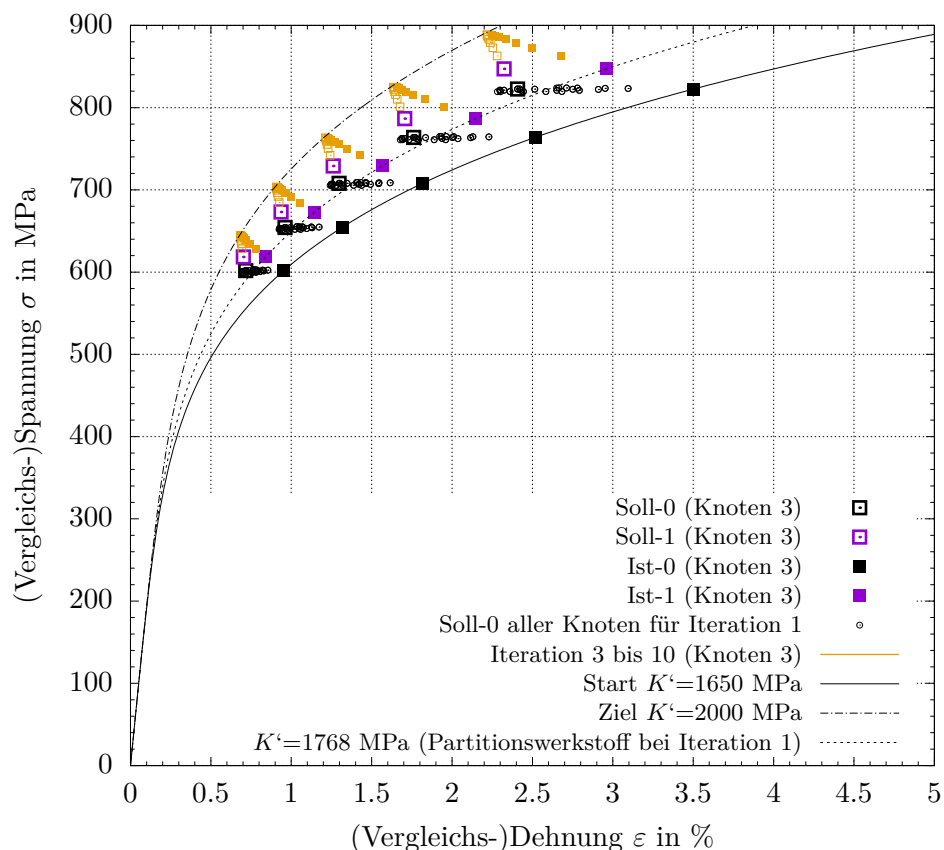
Das Testmodell I (Abbildung 7.7) wird nun feiner vernetzt (Abbildung 7.14) – dies gilt wieder für Basis- und Iterations-Modell. Wie auch in der ersten Berechnung werden Vergleichsdehnungen ausgewertet.

In Abbildung 7.15 sind die Beanspruchungspunkte aller Knoten aus Zone 4 dargestellt, die zur Ermittlung der Parameter des zugehörigen **Partitions**werkstoffs für die Iteration 1 (Soll-0-Werte) herangezogen werden. Zudem sind die Beanspruchungspunkte des Knoten 3 eingezeichnet. Sie liefern zur Ermittlung des Partitionswerkstoffs nur einen kleinen Beitrag, wie am Beispiel

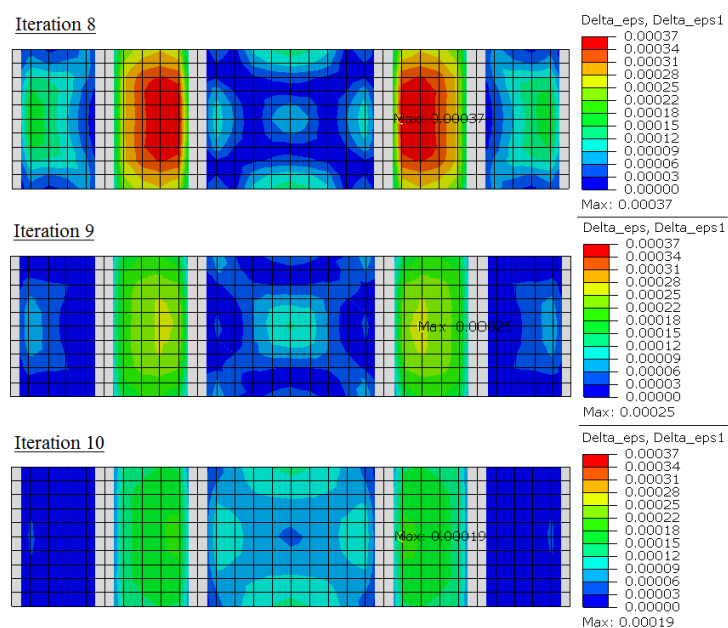


**Abbildung 7.14:** Testmodell I: feine Vernetzung (Elementgröße 1 mm); Knoten für die spätere Auswertung

des Soll-0-Wertes zu sehen ist.



**Abbildung 7.15:** Beanspruchungspunkte aller Knoten in Zone 4 zur Ermittlung der Parameter des zugehörigen Werkstoffs für Iteration 1 (Soll-0-Werte) und Beanspruchungspunkte des Knoten 3 (Soll- und Ist-Werte Iteration 0-10)



**Abbildung 7.16:** Abweichung von Ist- zu Soll-Werten  $\Delta \varepsilon_{t,11,max}$  (in Probenlängsrichtung) für alle Knoten im Auswertebereich nach den Iterationen 8 bis 10

Bedingt durch die Streuung dauert die Iteration hier bei vielen (44) zur Parameteridentifikation herangezogenen Knoten etwas länger als im ersten Beispiel mit 3 Knoten. Nach 8 Iterationen beträgt die größte (absolute) Abweichung von Ist- zu Soll-Wert:

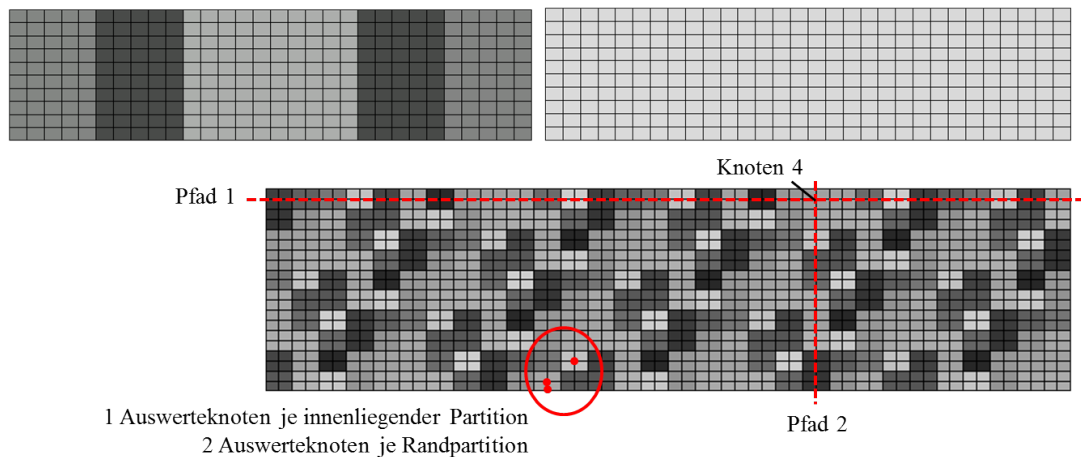
$$\Delta\varepsilon_{t,11,\max} = 0,037\% > 0,02\% \text{ („Grenzwert“)}.$$

Nach 10 Iterationen wird der „Grenzwert“ mit  $\Delta\varepsilon_{t,11,\max} = 0,019\%$  unterschritten (siehe Abbildung 7.16).

#### 7.2.4 Fixe Partitionierung mit 300 Partitionen

Nun wird das Testmodell I in 300 Partitionen unterteilt (Abbildung 7.17), die bei Parameteridentifikation, d.h. im Iterations-Modell, beliebige Werkstoffe annehmen können; im Basis-Modell werden die gleichen Werkstoffe wie bisher verwendet.

Die Vernetzung wird – bezogen auf die Partitionen – zunächst wieder „grob“ vorgenommen: Mit einem (bzw. am Rand zwei) Auswerteknoten je Partition (Elementgröße 0,5 mm). Eine Vergleichsrechnung wurde aber auch mit einer Elementgröße von 0,25 mm durchgeführt (siehe Abbildungen 7.19 und 7.22).



**Abbildung 7.17:** Oben: Einteilung in 300 Partitionen. Links: Basis-Modell mit den Werkstoffen I, II und III; rechts: Iterations-Modell mit Startwerkstoff.

Unten: FE-Netz (Elementgröße: 0,5 mm), beliebige Partitionswerkstoffe und Auswerteknoten in Partition (beispielhaft)

Die folgenden Auswertungen wurden am Modell mit 0,5 mm Elementgröße durchgeführt. In Abbildung 7.18 sind die Beanspruchungspunkte für den Knoten 4 dargestellt, der die größten Soll-Ist-Abweichungen  $\Delta\varepsilon_{t,11,\max}$  aufweist, wie aus Abbildung 7.19 zu erkennen ist. Die Konvergenz der Werkstoffparameter dauert hier deutlich länger als bei den bisherigen Berechnungen:

Nach 10 Iterationen beträgt  $\Delta\varepsilon_{t,11,\max} = 0,083\%$ .

Nach 15 Iterationen beträgt  $\Delta\varepsilon_{t,11,\max} = 0,038\%$ .

Nach 20 Iterationen beträgt  $\Delta\varepsilon_{t,11,\max} = 0,024\%$ .

Der Dehnungsverlauf – sowohl horizontal (Pfad 1) als auch vertikal (Pfad 2) durch den Knoten 4 – konnte auch mit 1 Knoten je Partition gut abgebildet werden (Abbildungen 7.20 und 7.21). Dabei ist anzumerken, dass die Vernetzung des Basis-Modells trotz der Modellierung mit nur 2 Elementen je Partitionsseite das Ausbilden eines singulären Dehnungsanstiegs ermöglicht, da je Zone nur ein Werkstoff verwendet und horizontal entlang einer Zone mit 10 bzw. 20 Elementen vernetzt wird. Das Iterationsmodell kann diesen Verlauf aber nachbilden, da dasselbe Netz verwendet wird – was sich letztlich an der Konvergenz zeigt. Die Konvergenz wird vielmehr dadurch verlangsamt, dass im Gegensatz zum Modell mit 5 Partitionen der jeweilige Partitionswerkstoff stark durch einzelne lokale Knotenwerkstoffe bestimmt wird, sodass der Werkstoff an schlechter

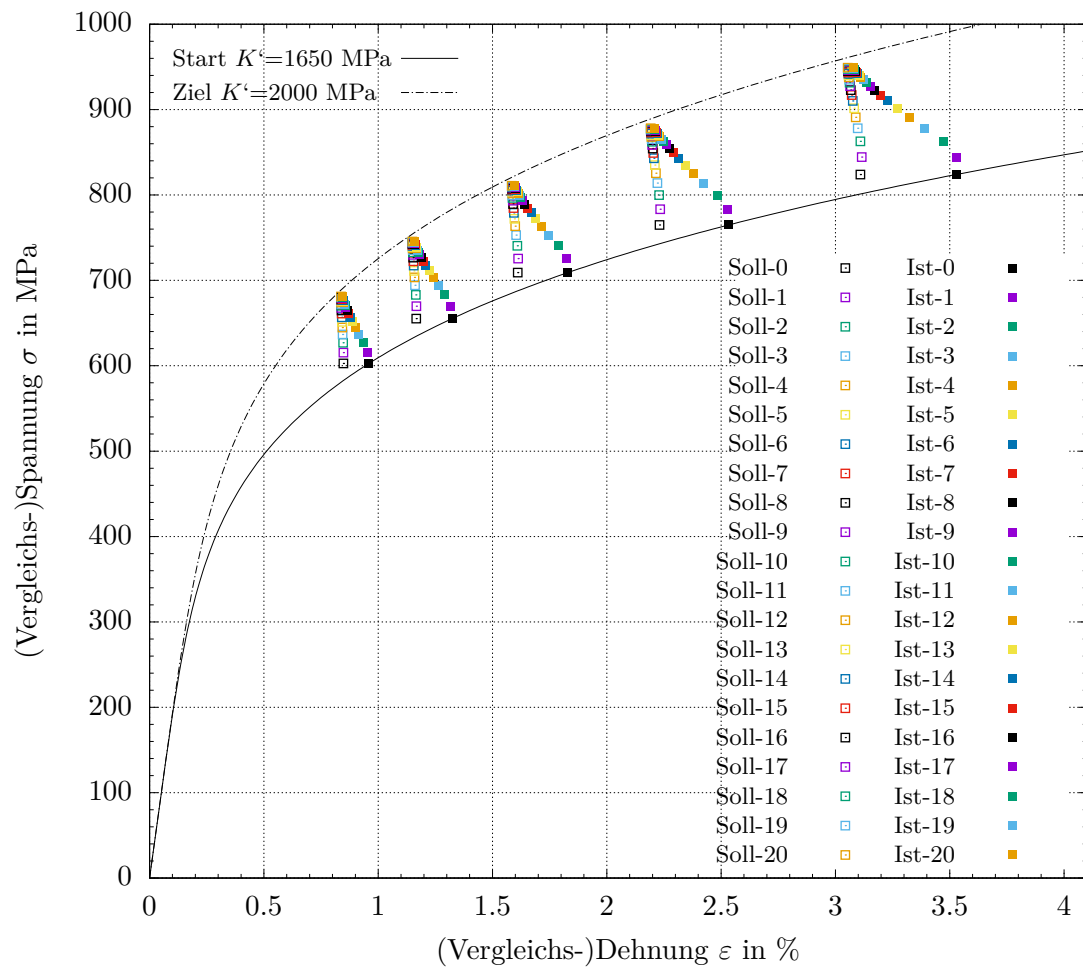


Abbildung 7.18: Beanspruchungspunkte an Knoten 4

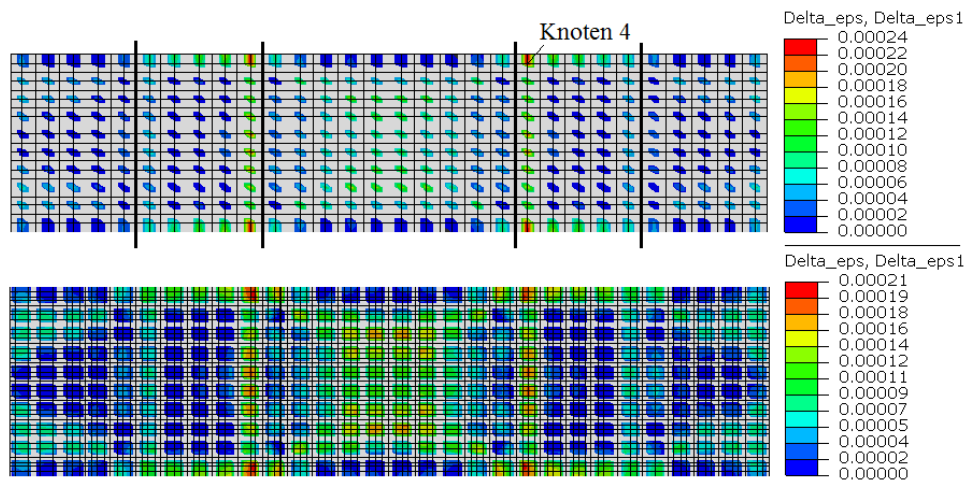
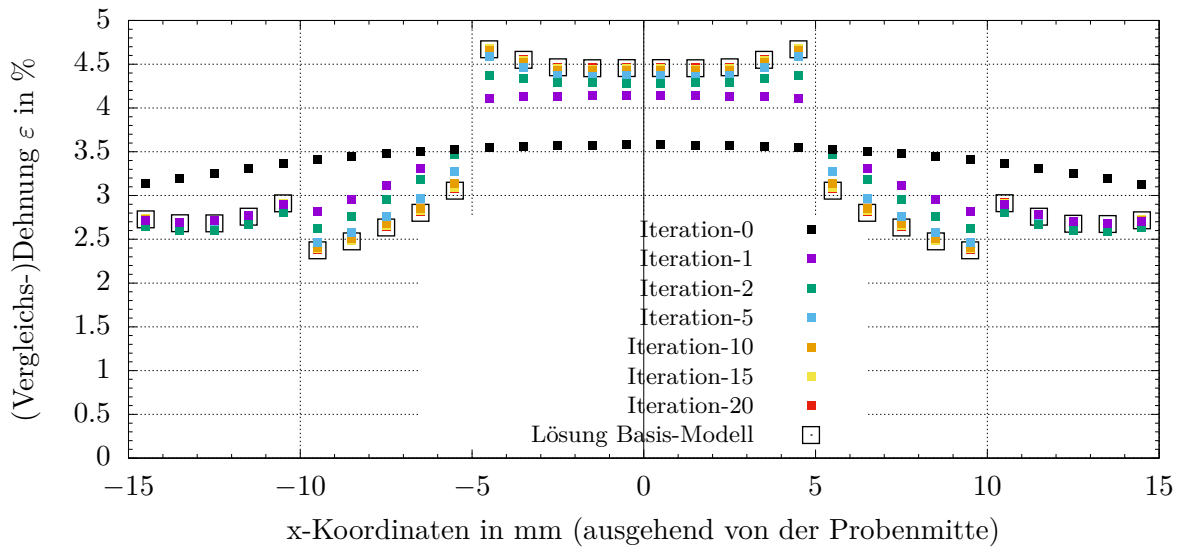
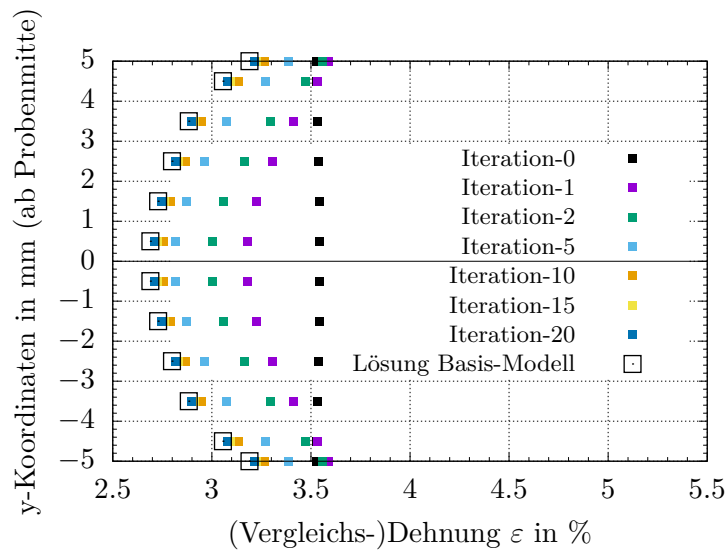


Abbildung 7.19: Abweichung von Ist- zu Soll-Werten  $\Delta\varepsilon_{t,11,\max}$  (in Probenlängsrichtung) nach 20 Iterationen. Oben: Vernetzung mit 2 Elementen je Partitions-kante (0,5 mm); unten: Vernetzung mit 4 Elementen je Partitions-kante (0,25 mm)

konvergierenden Stellen – die es auch schon im vorigen Beispiel gab (siehe Streuung in Abbildung 7.15) – nicht mehr durch Knoten an besser konvergierenden Stellen ausgeglichen werden kann.

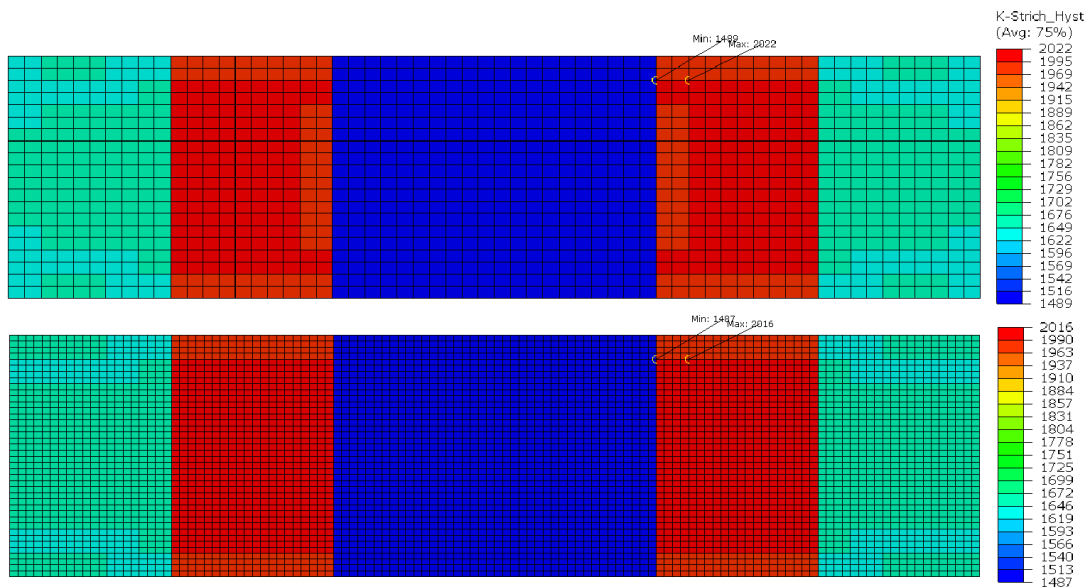


**Abbildung 7.20:** Vergleichsdehnungen entlang des Pfads 1 (horizontal, siehe Abb. 7.17) durch Knoten 4



**Abbildung 7.21:** Vergleichsdehnungen entlang des Pfads 2 (vertikal, siehe Abb. 7.17) durch Knoten 4

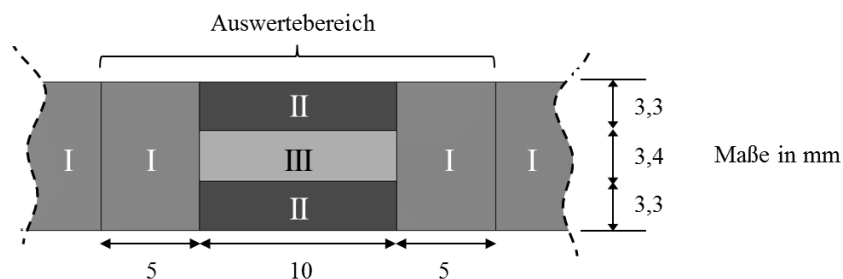
Die nach 20 Iterationen für die 300 Partitionen berechneten Werkstoffparameter  $K'$  sind in Abbildung 7.22 dargestellt. Das Konvergenzverhalten und das Ergebnis der Parameteridentifikation ist für beide Elementgrößen – 0,5 mm und 0,25 mm – vergleichbar.



**Abbildung 7.22:** Berechnete Werkstoffparameter  $K'$  für alle 300 Partitionen nach 20 Iterationen, mit 2 bzw. 4 Elementen je Partitionskante; Anzeige der Position von  $K'_{\min}$  und  $K'_{\max}$

### 7.3 Testmodell II – Werkstoffinhomogenität über den Querschnitt

Anhand eines einfachen Beispiels soll nun gezeigt werden, dass das Verfahren auch anwendbar ist bei Werkstoffinhomogenitäten über den Querschnitt, wie in Abbildung 7.23 dargestellt. Die verwendete Probe hat die gleichen Abmessungen wie Testmodell I (Abbildung 7.7); auch die Parameter der Werkstoffe I, II und III und die eingeleiteten Kräfte sind identisch mit denen bei Testmodell I.



**Abbildung 7.23:** Anordnung der Werkstoffe in Testmodell II (in Probenmitte)

Für die Iteration werden die gleichen Einstellungen wie bisher verwendet:

„Vergleichsdehnungen = True“

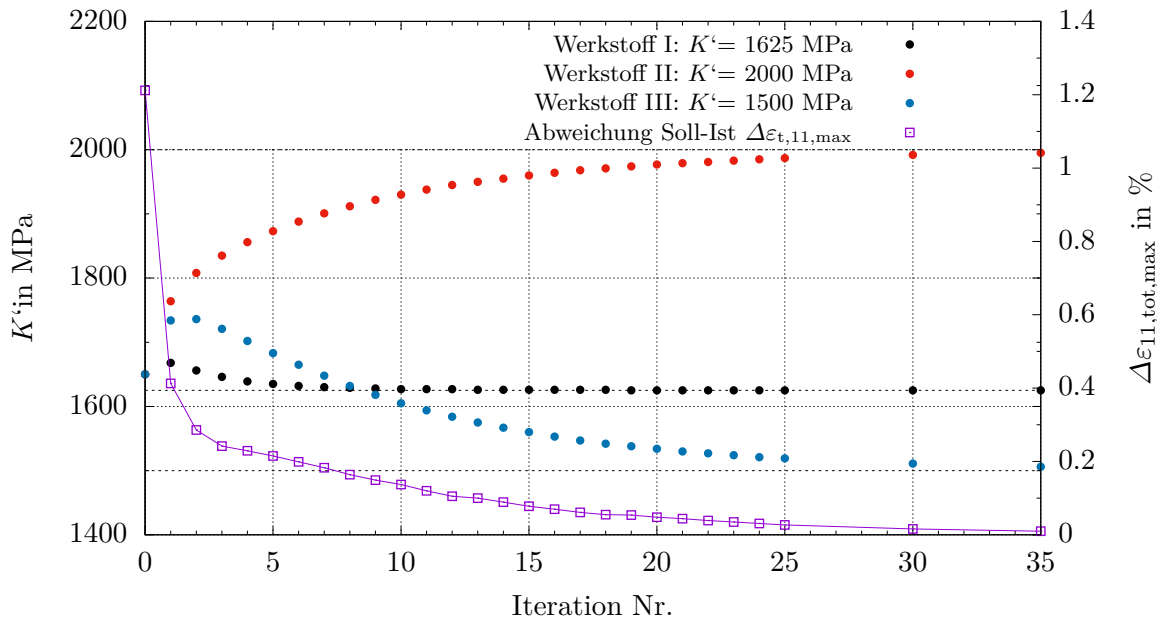
„Regression = True“

„E\_Modul\_konstant = True“ und „n\_Strich\_konstant = True“

„Testmodell = True“

Aus Abbildung 7.24 wird die Konvergenz der Werkstoffparameter ersichtlich. Es ist klar erkennbar, dass für die Parameteridentifikation deutlich mehr Iterationen benötigt werden als bei Werkstoffanordnung in Testmodell I. Dies liegt daran, dass sich die Werkstoffe II und III gegenseitig stark beeinflussen, da von der jeweiligen Festigkeit der Kraftfluss abhängt. So war bei homogener (Start-)Modellierung die Dehnung in Zone III mit festerem Werkstoff ( $K' = 1650$  MPa) größer als bei Modellierung mit Werkstoff III ( $K' = 1500$  MPa). Dass die geringere Dehnung auf eine Spannungsumlagerung auf Werkstoff II zurückzuführen ist, kann zu Beginn der



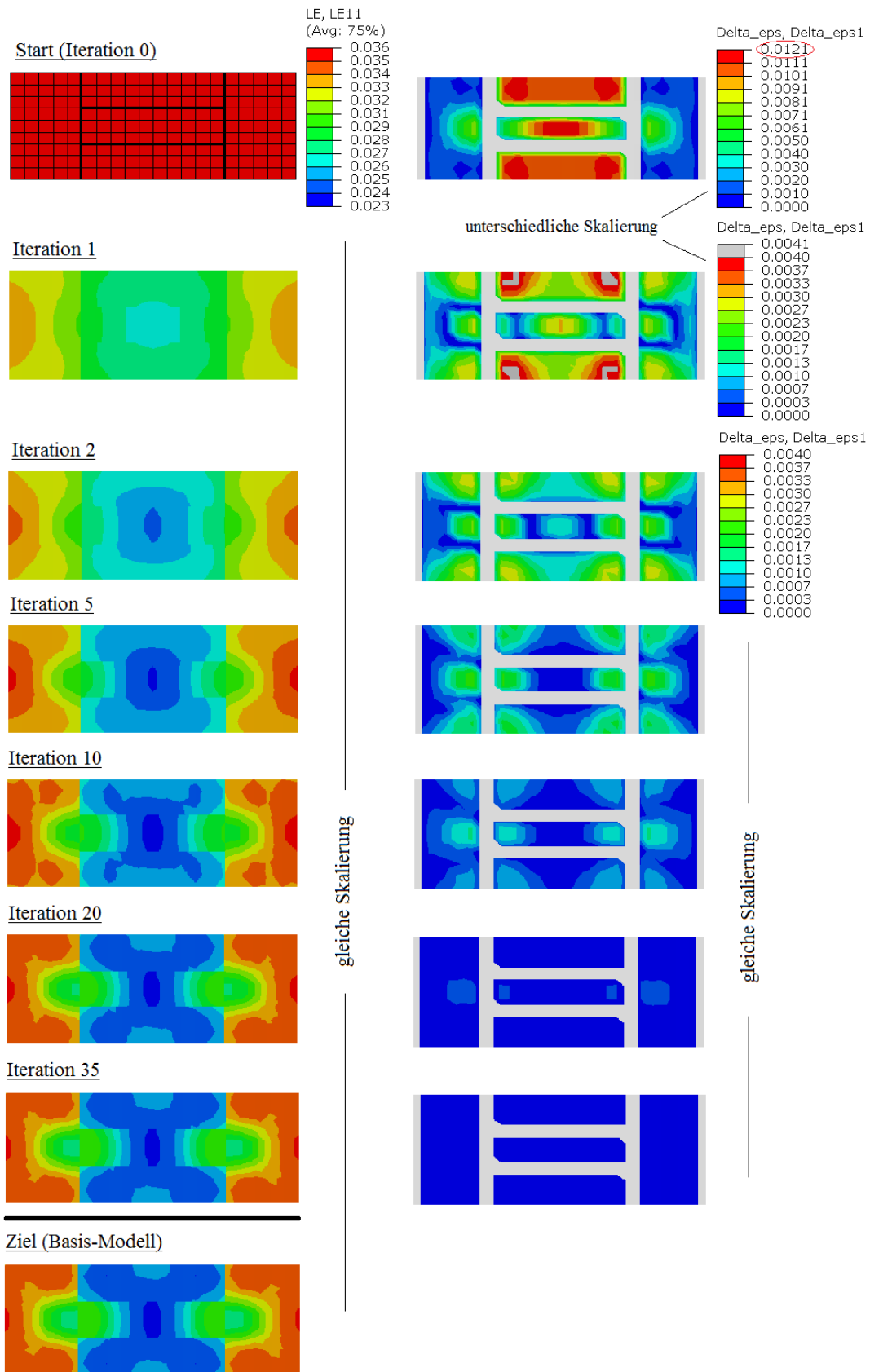


**Abbildung 7.24:** Ermittelte Werkstoffparameter  $K'$  für die Werkstoffe I-III von Iterations-Start (homogen mit  $K' = 1650$  MPa) bis Iteration 35 sowie maximale (absolute) Abweichung zwischen Soll- und Ist-Wert der Dehnungen in x-Richtung (Probenlängsrichtung)

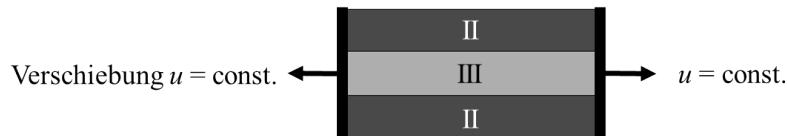
Iteration nicht erkannt werden, sodass die Festigkeit des Werkstoffs III zunächst erhöht wird. Erst wenn sich die Festigkeit des Werkstoffs II deutlich erhöht hat, kann auch in Zone III mit Festigkeitsabnahme reagiert werden. Die im Laufe der Iteration berechneten Dehnungsfelder und zugehörigen Soll/Ist-Abweichungen  $\Delta\epsilon_{11,max}$  sind in Abbildung 7.25 dargestellt.

Wie in Kapitel 6 beschrieben, gilt die Anwendbarkeit nur dann, wenn natürliche Randbedingungen (Krafterandbedingungen) vorliegen. Dann verteilt sich die Kraft auf Basis der Werkstofffestigkeiten und führt auf entsprechende Dehnungen. Wurden die Dehnungen hingegen durch Zwangsrandbedingungen hervorgerufen – beispielsweise durch konstante Verschiebung über den Querschnitt, wie in Abbildung 7.26 veranschaulicht – können Zonen unterschiedlicher Festigkeiten nicht identifiziert werden.

Während also bei natürlichen (Rand-)Bedingungen die Festigkeiten an lokal unterschiedlichen Dehnungen erkennbar sind, können die Festigkeiten bei Zwangsrandbedingungen nur anhand lokaler Kräfte (d.h. anhand der Aufteilung der resultierenden Kraft auf die Zonen) bestimmt werden. Lokale Kraftanteile sind aber in der Regel unbekannt. Bei der geforderten „Randbedingung“ handelt es sich nicht zwingend um die Art der Lasteinleitung, sondern vielmehr um die „Umgebungsbedingung“ im Bereich der zu ermittelnden Werkstoffe. So liegt meist auch dann Kraftkontrolle vor, wenn konstante Verschiebungen über den Querschnitt in zur Kraftumverteilung ausreichender Entfernung aufgebracht werden. Umgekehrt kann auch bei Aufbringen einer Kraft bzw. Spannung lokal Verschiebungskontrolle vorliegen, wenn das in in Abbildung 7.26 dargestellte System z.B. durch angrenzende Werkstoffe mit deutlich höherer Festigkeit näherungsweise erzeugt wird; rein elastisch beanspruchte Randzonen können dann die für das (hier: näherungsweise) verschiebungsgesteuerte System benötigte hohe Steifigkeit bewirken. Das folgende Beispiel zeigt jedoch, dass eine Parameteridentifikation auch bei elastisch beanspruchten Randzonen grundsätzlich möglich ist, da sich die Dehnungen in den Randzonen auch im Elastischen noch unterscheiden und keine echte Verformungskontrolle vorliegt. Zum Problem könnte diese Konstellation bei realer Messung aber werden, wenn es die besagten Dehnungsunterschiede nicht gibt, weil z.B. bei schlechter Präparation der Proben oder Messungenauigkeiten Unterschiede in den elastischen Dehnungen im Messrauschen untergehen.

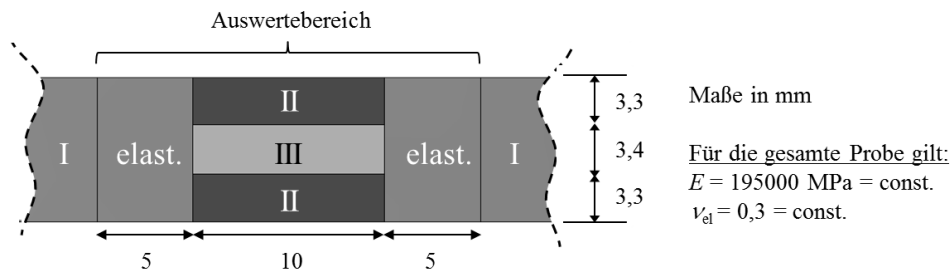


**Abbildung 7.25:** Dehnungsfelder  $\epsilon_{11}$  (links) und Soll/Ist-Abweichung  $\Delta\epsilon_{11, \max}$  (rechts) für verschiedene Iterationen und Dehnungsfeld des Basis-Modells zum Vergleich(unten)



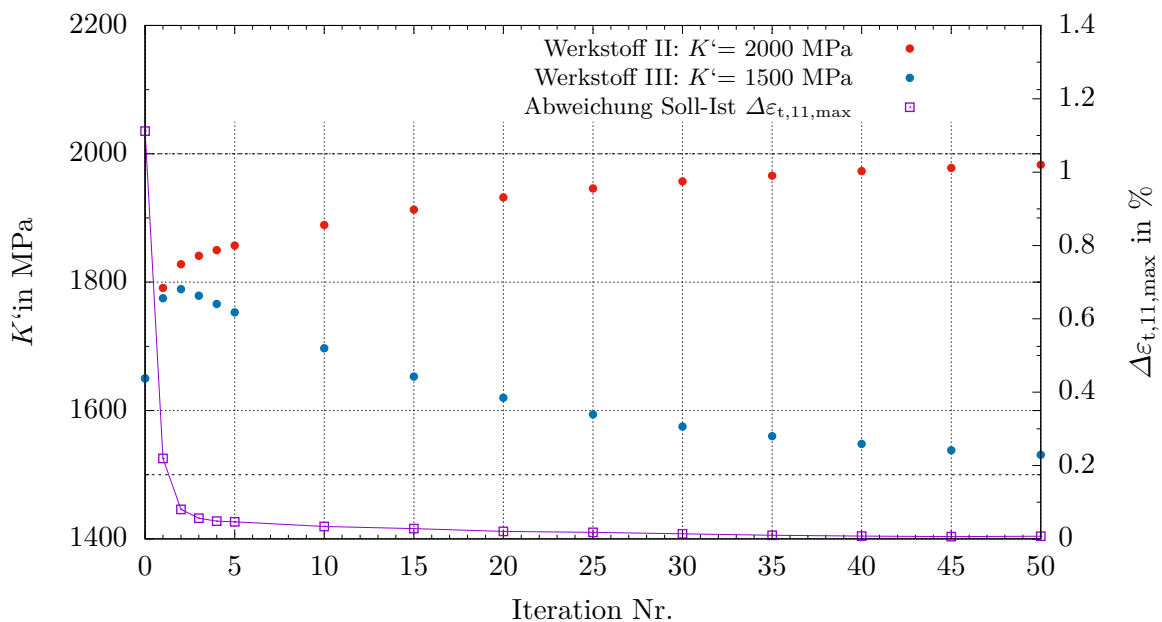
**Abbildung 7.26:** Verschiebungskontrolle im Querschnitt durch Zwangsrandbedingungen

Für die Beispielberechnung wurde das Testmodell II aus Abbildung 7.23 so modifiziert, dass in den 5 mm breiten Bereichen um die Werkstoffe II und III rein elastischer Werkstoff eingebracht wurde mit den gleichen Parametern, die auch für die elastischen Anteile der übrigen Werkstoffzonen verwendet wurden (Elastizitätsmodul  $E = 195000 \text{ MPa}$  und Querdehnzahl  $\nu_{\text{el}} = 0,3$ ; Abbildung 7.27).



**Abbildung 7.27:** Modifikation des Testmodells II: Randzone um die zu identifizierenden Werkstoffe II und III mit elastischem Werkstoff

In Abbildung 7.28 sind die im Laufe der Iteration bestimmten Werkstoffparameter  $K'$  sowie die maximalen Abweichungen der Dehnungen in x-Richtung (Probenlängsrichtung) dargestellt.



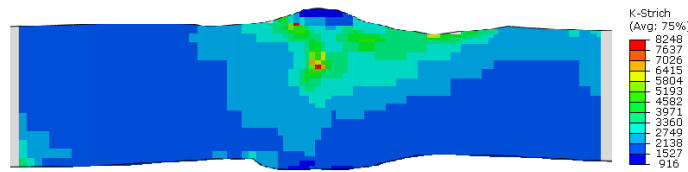
**Abbildung 7.28:** Ermittelte Werkstoffparameter  $K'$  für die Werkstoffe II und III bei elastischem Werkstoff in den Randzonen sowie maximale (absolute) Abweichung zwischen Soll- und Ist-Wert der Dehnungen in x-Richtung (Probenlängsrichtung) – von Iterations-Start (homogen mit  $K' = 1650 \text{ MPa}$ ) bis Iteration 50

Die Werkstoffparameter können eindeutig bestimmt werden. Jedoch erfolgt die Konvergenz deutlich langsamer, sodass selbst nach 50 Iterationen die Lösung noch nicht mit aus anderen Beispielen bekannter Genauigkeit vorliegt.

## 7.4 Testmodell III – mit realitätsnaher Werkstoffinhomogenität

Anhand des folgenden Beispiels soll gezeigt werden, dass mithilfe des Verfahrens Werkstoffparameter auch bei beliebig angeordneten Werkstoffinhomogenitäten erfolgreich bestimmt werden können.

Als Grundlage für das Testbeispiel dient eine Probe aus Kapitel 3, für die bereits eine Parameteridentifikation durchgeführt wurde. Die ermittelten Werkstoffzonen und -parameter sind in Abbildung 7.29 dargestellt. Das diesen Ergebnissen zugrunde liegende Modell wird nun als



**Abbildung 7.29:** Werkstoffzonen und -parameter  $K'_{\text{Hyst}}$  im Auswertebereich des Testmodells III

Basis-Modell verwendet. Wie auch in den vorigen Testbeispielen werden Netz, Partitionen und Randbedingungen beibehalten; lediglich die Werkstoffparameter werden als unbekannt angenommen und bei Iterationsstart (homogen), wie folgt, gesetzt:

$K'_{\text{Hyst}} = 1741 \text{ MPa} / n' = 0,2 / E = 195000 \text{ MPa} / \nu_{\text{el}} = 0,3$   
Parameter des Hystereseeastes (Grundwerkstoff)

Wie auch bei der vorangegangenen Parameteridentifikation, werden die Parameter  $E$  und  $n'$  konstant gehalten:

„ $E\_Modul\_konstant = True$ “ und „ $n\_Strich\_konstant = True$ “.

Die Ermittlung neuer Werkstoffparameter erfolgt auf Basis von Vergleichsdehnungen

„ $Vergleichsdehnungen = True$ “

unter Einbeziehung von vier Beanspruchungszuständen

„ $Steps = 4$ “

„ $Regression = True$ “

mit den Kräften (bzw. Kraftdifferenzen)

$F_1 = 68,5 \text{ kN}$ ,  $F_2 = 71,1 \text{ kN}$ ,  $F_3 = 73,8 \text{ kN}$ ,  $F_4 = 76,5 \text{ kN}$ .

Da die Länge der kleinsten Partition  $0,3 \text{ mm}$  beträgt (Programmvariable „ $PartitionsGroesse$ “ bei voriger Parameteridentifikation) und die kleinste Elementgröße durch die Einteilung in 3 Elemente je Partitionslänge (Programmvariable „ $SeedsPartition$ “) ca.  $0,1 \text{ mm}$  beträgt, muss für den „Radius“ (zur Zuweisung der Messwerte) ein noch kleinerer Wert gewählt werden, damit nur Ergebnisse des gleichen Knotens verwendet werden. Der „ $Radius$ “ wird auf  $0,01 \text{ (mm)}$  gesetzt.

Die Ergebnisse der Parameteridentifikation sind in den Abbildungen 7.30 und 7.31 dokumentiert.

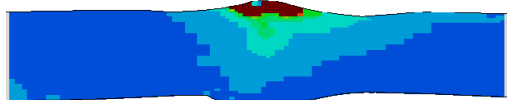
## Iterationsstart

K-Strich\_Hyst = 1741 MPa (homogen)  
(Parameter des Grundwerkstoffs)

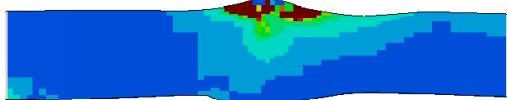
## Iteration 1



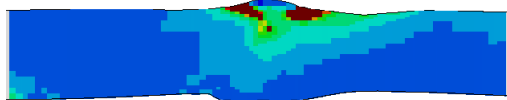
## Iteration 2



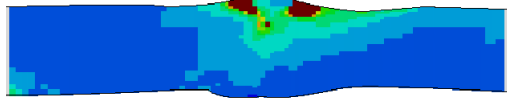
## Iteration 3



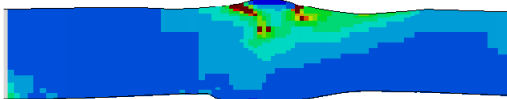
## Iteration 4



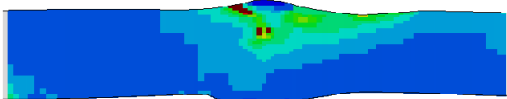
## Iteration 5



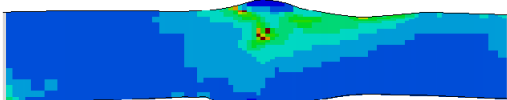
## Iteration 7



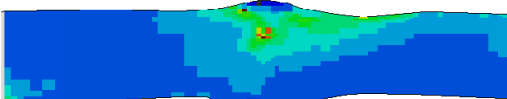
## Iteration 10



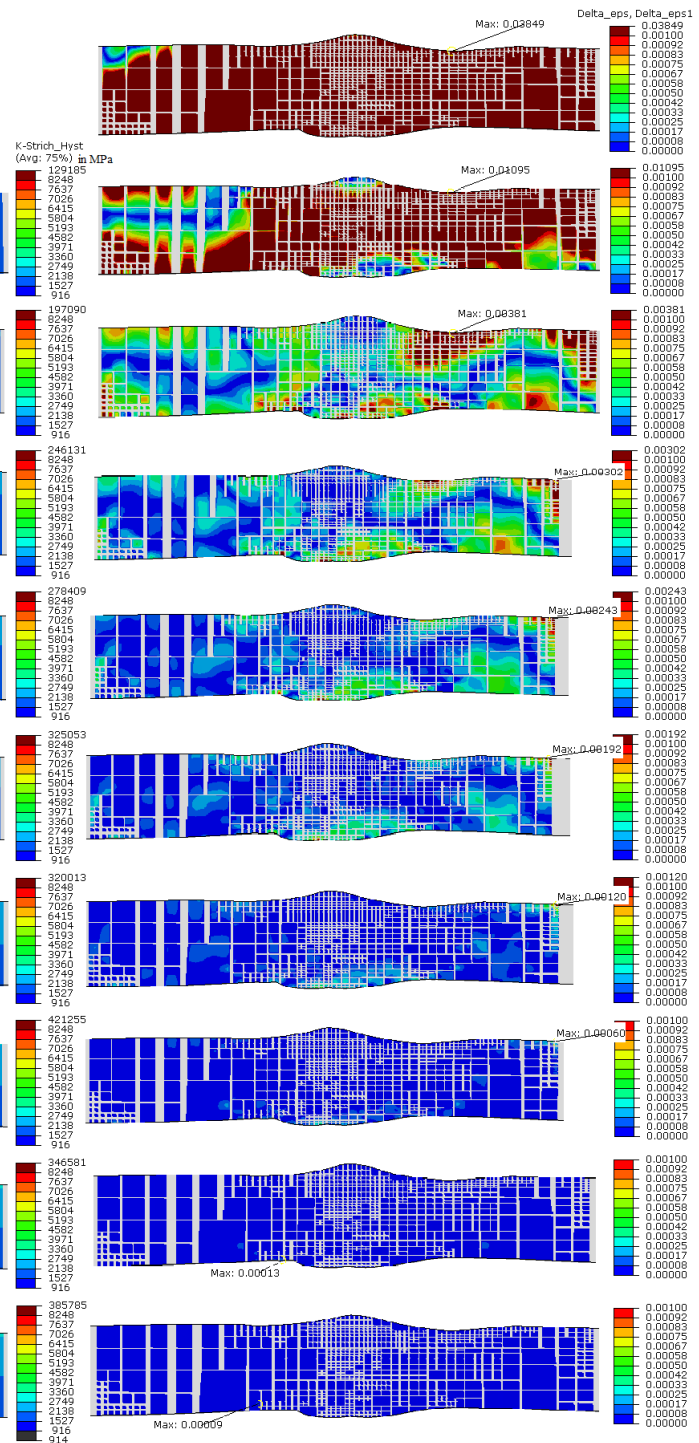
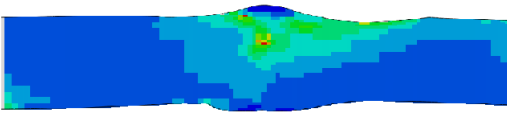
## Iteration 20



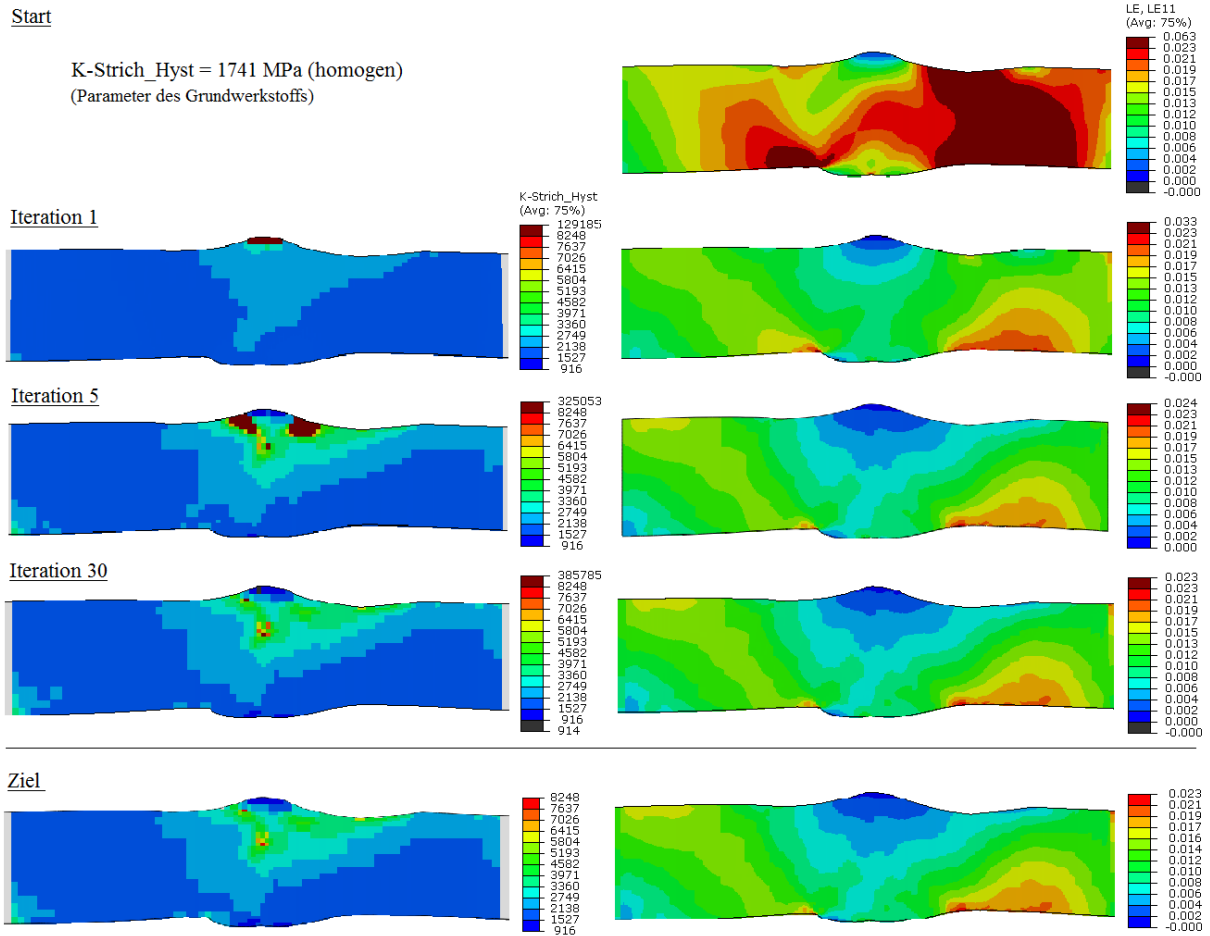
## Iteration 30



## Ziel



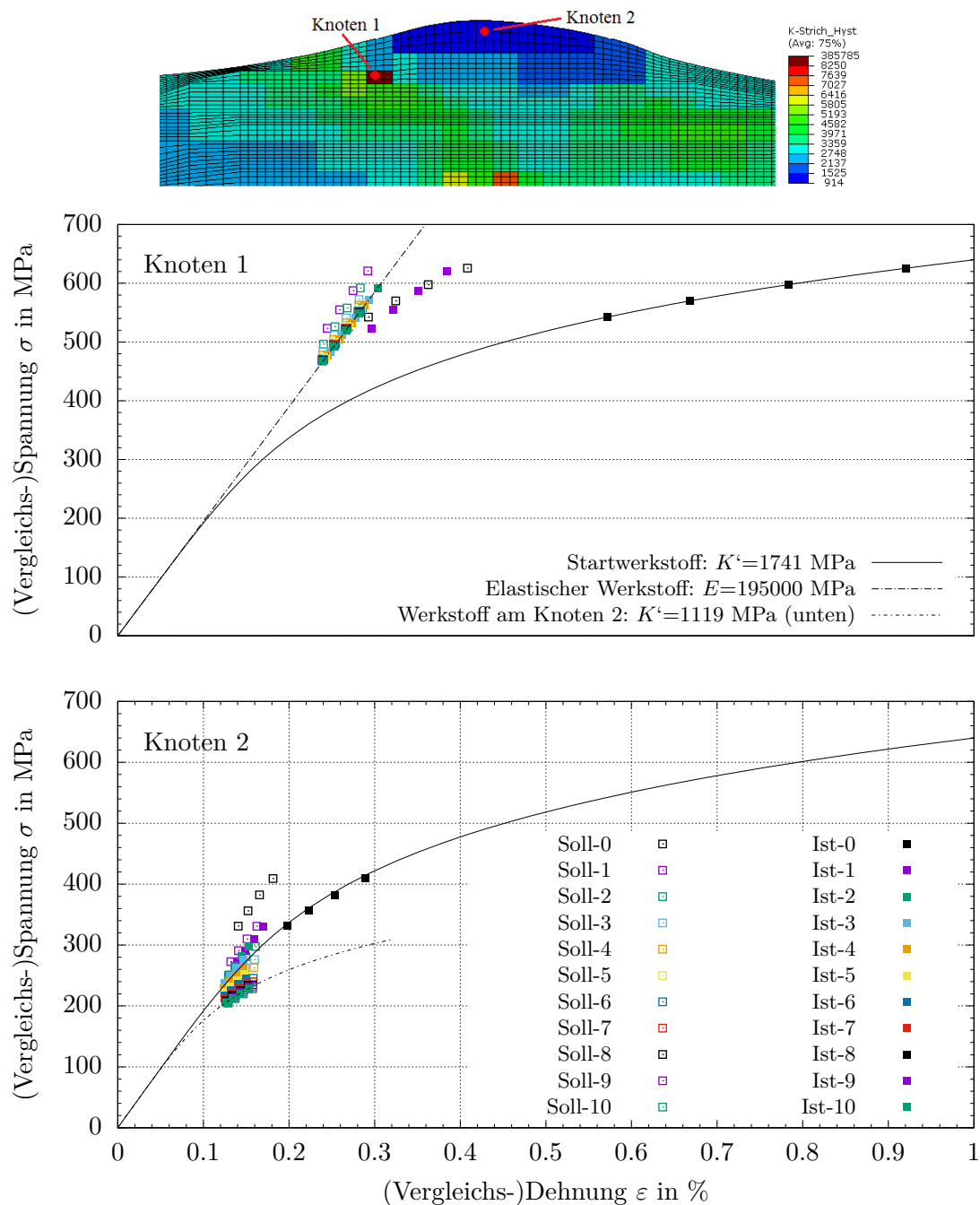
**Abbildung 7.30:** Im Laufe der Iteration ermittelte Werkstoffparameter  $K'_{\text{Hyst}}$  im Auswertebereich des Testmodells III sowie zugehörige Abweichungen zwischen Soll- und Ist-Wert der Dehnungen in Probenlängsrichtung (Lastrichtung)



**Abbildung 7.31:** Werkstoffparameter  $K'_{\text{Hyst}}$  im Auswertebereich des Testmodells III und damit berechnete Dehnungsverteilung für verschiedene Stadien der Iteration und Gegenüberstellung der Lösung (aus dem Modell, das die „Messwerte“ lieferte)

Zonen und Werkstoffparameter für eine realitätsnahe Berechnung der Dehnungen sind bereits nach 10 Iterationen identifiziert. Danach ist eine Veränderung der Werkstoffparameter lediglich lokal an Stellen sehr kleiner Dehnungen zu verzeichnen. Auf die später berechnete Lebensdauer haben diese Zonen keine Auswirkung. Zur Berechnung der gemessenen maximalen Dehnung am späteren Versagensort, würden auch bereits 5 Iterationen genügen. Dies wird auch in Abschnitt 7.5 gezeigt.

Ein Vergleich der Maximalwerte von  $K'_{\text{Hyst}}$  aus Parameteridentifikation und zugrunde gelegtem (Lösungs-)Modells zeigt, dass der Parameter lokal deutlich überschätzt wurde. Dies betrifft die in Abbildung 7.32 markierte Stelle um den Knoten 1, an der die Dehnungen im Elastischen liegen, wie die Lage der Beanspruchungspunkte zeigt. Der den plastischen Anteil beschreibende Werkstoffparameter  $K'_{\text{Hyst}}$  kann hier nicht ermittelt werden, für ihn existieren viele Lösungen. Im Bereich um den Knoten 2 sind die Dehnungen sogar noch kleiner; hier liegen jedoch elastisch-plastische Dehnungen vor, da im Lösungsmodell ein Werkstoff mit sehr niedriger Festigkeit verwendet wurde, was vom Algorithmus erkannt werden kann.



**Abbildung 7.32:** Beanspruchungspunkte an den oben markierten Knoten 1 und 2 von Iterationsstart bis Iteration 10 zur Ermittlung der Knotenwerkstoffe

### 7.4.1 Verwendung eines konstanten, aber nicht zutreffenden Parameters $n'$

Grundsätzlich ist es natürlich möglich, die Parameteridentifikation für  $K'$ ,  $n'$  und auch  $E$  durchzuführen. Dass der Einfluss des  $E$ -Moduls auf die Dehnungen mit hohen plastischen Anteilen in dem für den jeweiligen Werkstoff in Frage kommenden Bereich (hier beispielsweise:  $E = 180000 - 200000$  MPa) gegenüber den anderen Werkstoffparametern vergleichsweise gering ist, braucht hier nicht näher erläutert zu werden. Gegen eine Parameteridentifikation für  $E$  spricht zudem, dass die Messfehler bei kleinen (nahezu elastischen) Dehnungen deutlich höher sind, sodass das Ergebnis in den betreffenden Zonen auch nicht immer sinnvoll wäre. Deshalb wurde bisher und wird auch in der weiteren Anwendung des Verfahrens der  $E$ -Modul als konstant angenommen. Wie in Abschnitt 6.3.2 bereits angesprochen, ist auch die Parameteridentifikation von  $n'$  nicht immer notwendig und kann im Bereich elastischer Dehnungen zu derart unrealistischen Parametern führen, dass diese außerhalb des gültigen Definitionsbereich für die Ramberg-Osgood-Kurve liegen ( $n' > 1$  bzw.  $n < 1$  oder  $n' < 0$  bzw.  $n < 0$ , siehe Gleichung 7.4); die Parameteridentifikation für  $n'$  ist deshalb auch nicht immer sinnvoll. Steht die Verteilung von nur einem Dehnungszustand zur Verfügung, kann ohnehin nur ein Werkstoffparameter bestimmt werden.

Deshalb soll nun am realitätsnahen Testmodell III für infrage kommende Parameter  $n'$  aufgezeigt werden, in welcher Größenordnung mit Fehlern zu rechnen wäre, wenn ein für den jeweiligen Werkstoff nicht zutreffender Parameter  $n'$  als konstant vorgegeben wird.

Als realistisch bzw. infrage kommend werden – in Anlehnung an die Parameter der Tabelle 6.2 – folgende Werte für  $n'$  gesehen und für die vergleichenden Berechnungen verwendet:

$n' = 0,15$  (für Beispiel A) und  $n' = 0,25$  (für Beispiel B)  
(anstatt  $n' = 0,2$ ; dieser Parameter liegt den „Messwerten“/Ziel-Dehnungen zugrunde)

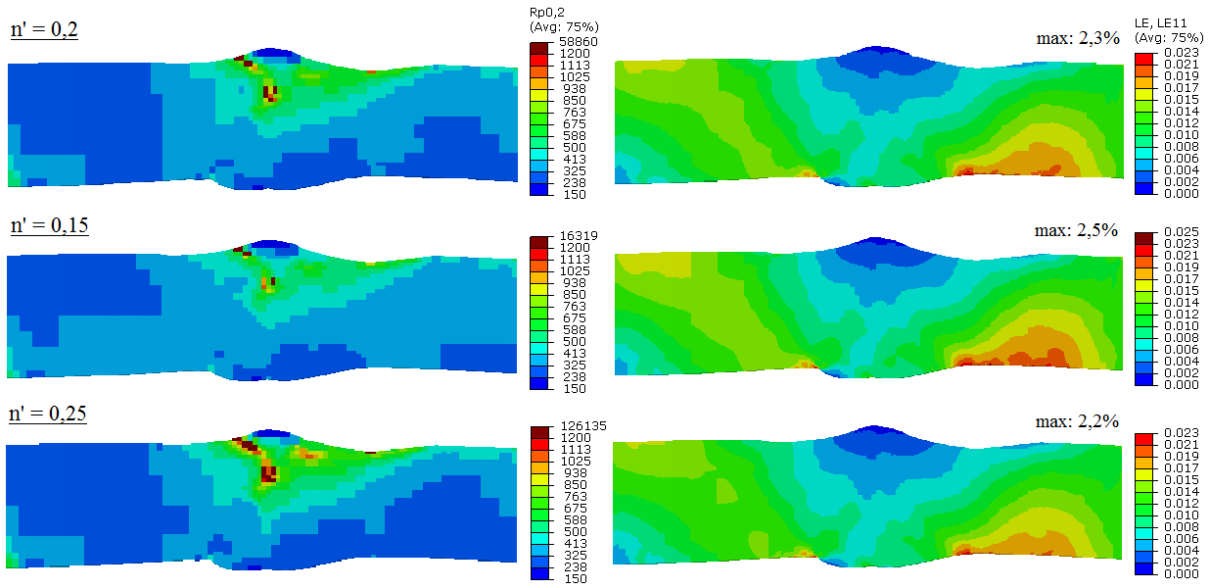
Die Startwerte für  $K'_{\text{Hyst}}$  werden so angepasst, dass sich mit den jeweils verwendeten Parametern  $n'$  der gleiche Wert für die zyklische Dehngrenze  $R'_{p0,2}$  ergibt, wie mit den Parametern  $K'_{\text{Hyst}} = 1741$  MPa und  $n' = 0,2$ :

$K'_{\text{Hyst,Start}} = 1321$  MPa mit  $n' = 0,15$  (Beispiel A)  
 $K'_{\text{Hyst,Start}} = 2295$  MPa mit  $n' = 0,25$  (Beispiel B)

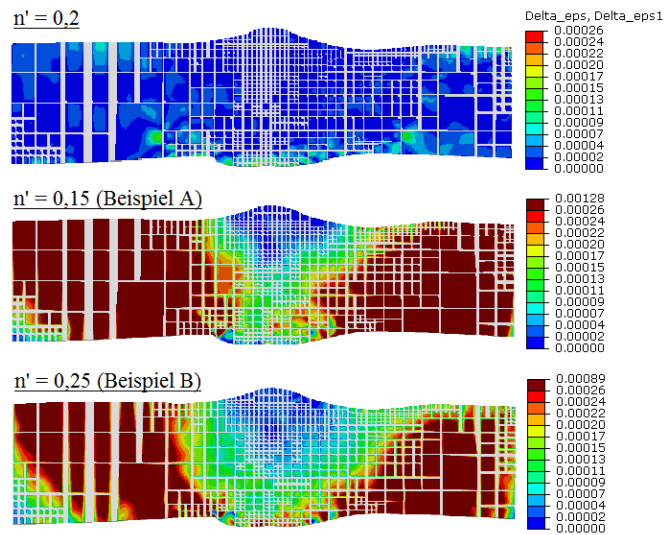
Die Ergebnisse sind in Abbildung 7.33 dokumentiert.

Der Vergleich zeigt, dass auch bei Annahme eines nicht zutreffenden Verfestigungsexponenten  $n'$  immer noch vertretbare Ergebnisse erzielt werden können. Natürlich ist dieser Vergleich nur bedingt bewertbar, da das Ergebnis vom Lastniveau abhängt und sich mit den hier bestimmten Werkstoffen bei anderer Belastung durchaus deutliche Unterschiede zeigen können; in gewissen Grenzen kann aber gut mit einem sub-optimalen Verfestigungsexponenten gearbeitet werden. Eine Gegenüberstellung der Soll/Ist-Dehnungsabweichung in Abbildung 7.34 zeigt außerdem, dass die größten (absoluten) Abweichungen im Grundwerkstoff liegen, für den die Werkstoffparameter zumeist ohnehin bekannt sind.





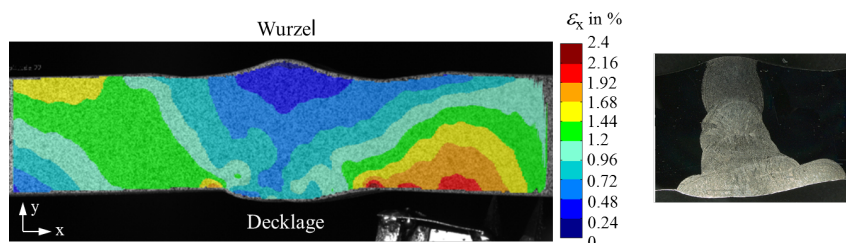
**Abbildung 7.33:** Vergleich der ermittelten Werkstoffparameter  $R'_{p0,2}$  sowie der damit berechneten Dehnungen in Probenlängsrichtung nach 14 Iterationen bei Verwendung falscher konstanter Parameter  $n' = 0,15$  bzw.  $n' = 0,25$  anstatt  $n' = 0,2$  (liegt den „Messwerten“ zugrunde)



**Abbildung 7.34:** Vergleich der Abweichungen von Soll- und Ist-Wert der Dehnungen in Probenlängsrichtung  $\Delta\epsilon_{11}$  nach 14 Iterationen bei Verwendung falscher konstanter Parameter  $n' = 0,15$  bzw.  $n' = 0,25$  anstatt  $n' = 0,2$  (liegt den „Messwerten“ zugrunde)

## 7.5 Geschweißte Proben aus Kapitel 3

Nun soll die Parameteridentifikation für eine Probe aus Kapitel 3 auf Basis realer Messergebnisse durchgeführt werden. Als Grundlage dient die während des 20. Schwingspiels gemessene und in Abbildung 7.35 dargestellte Dehnungsverteilung. Zur Orientierung ist zudem das Schliffbild des Nahtbereichs einer Probe aus der gleichen Serie gegeben. Die Dehnungen beziehen sich, wie gefordert, auf den unteren Umkehrpunkt des Schwingspiels.

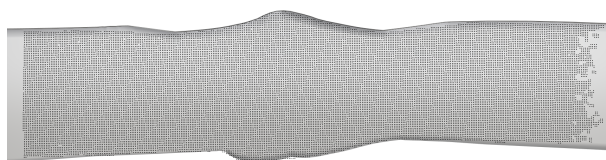


**Abbildung 7.35:** Im 20. Schwingspiel bei einer Kraft  $\Delta F_x$  gemessene Dehnungen in Probenlängsrichtung – bezogen auf den unteren Umkehrpunkt (links); Schliffbild des Nahtbereichs einer Probe aus der gleichen Serie zur Orientierung (rechts)

Um Einflüsse der Geometrie in den Ergebnissen der Werkstoffparameter ausschließen zu können, wird die Probe auf Basis eines Scans modelliert. Wie in Abschnitt 6.2 beschrieben, sollte hier die Geometrie der Probe im unteren Umkehrpunkt abgebildet werden. Wird die geometrische Verformung, die im unteren Umkehrpunkt vorliegt, vernachlässigt, zeigt sich dies sehr deutlich an den Ergebnissen der Parameteridentifikation.

Theoretisch wäre es möglich, die Probe zum entsprechenden Zeitpunkt allseitig zu scannen; dies wäre prinzipiell auch mit mehreren 3D-Bildkorrelations-Systemen durchführbar, welche genau wie 3D-Scanner mit hoher Präzision die geometrischen Informationen erfassen.

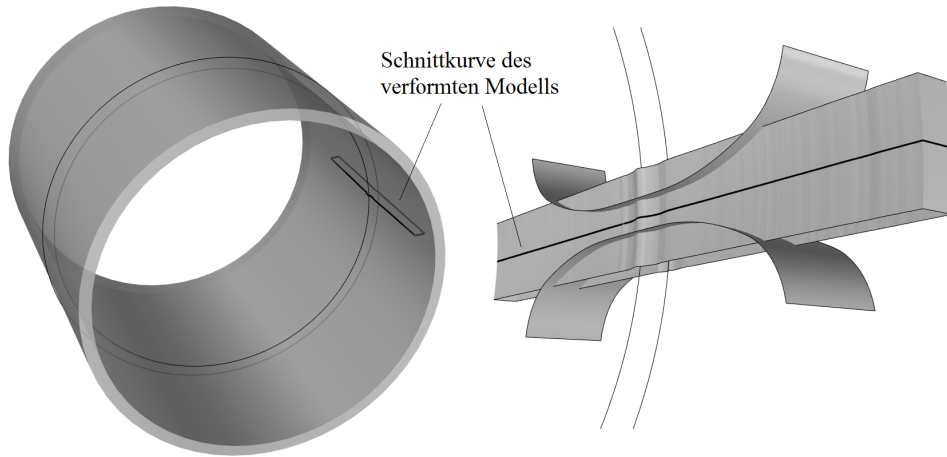
Die hier vorliegenden Scans (Abschnitt 3.2) wurden allerdings an den unverformten Proben vor dem Versuch aufgenommen. Eine Möglichkeit wäre nun, die Verformung im CAD-Modell nachträglich abzubilden, wobei zum Beispiel eine Aufnahme aus dem Bildkorrelations-Systems als Orientierung dienen kann. Dies ist aber aufwendig und vor allem fehleranfällig. Sehr einfach lässt sich die Verformung erzeugen, indem sie rechnerisch nachgebildet wird. Dazu wird zunächst der Einspannvorgang simuliert und anschließend die Kraftamplitude bis zum unteren Umkehrpunkt auf das scanbasierte Modell aufgebracht. Da die maßgeblichen globalen Verformungen nicht im Bereich der Schweißnaht, sondern im Grundwerkstoff auftreten, kann vereinfachend mit homogenem (Grund-)Werkstoff gearbeitet werden. Ob die Verformung realitätsnah abgebildet wurde, lässt sich überprüfen, indem ein Plot der Messpunkte aus dem Zustand im unteren Umkehrpunkt über die Geometrie der verformten Probe (im CAD-Programm) gelegt wird (siehe Abbildung 7.36).



**Abbildung 7.36:** Messpunkte aus optischer Dehnungsmessung und Ausschnitt des verformten Modells einer geschweißten Probe (beispielhaft)

Die Geometrie des verformten Modells soll nun als Basismodell verwendet werden. Um eine problemlose Partitionierung und (Hexaeder-)Vernetzung der Probe zu gewährleisten, ist es wichtig, dass die Oberflächen frei von Polygonnetzkannten des Scans und Elementkannten der vorheri-

gen Vernetzung sind. Dies kann entweder mithilfe der „virtual topology“-Funktion in *Abaqus CAE* erfolgen. Alternativ kann auch eine Schnittkurve des verformten Modells erzeugt werden, die in Dickenrichtung entlang der Rohrgeometrie extrudiert wird; aus der entstandenen Fläche kann dann die Probe gemäß technischer Zeichnung (nur hinsichtlich Draufsicht!) zugeschnitten werden, sodass sich das benötigte Basismodell ergibt (Abbildung 7.37). Letztgenannte Variante wurde hier durchgeführt.



**Abbildung 7.37:** Erstellung der Geometrie des Basismodells aus der Schnittkurve des gescannten und (zum unteren Umkehrpunkt) vorverformten Modells

Nachdem das Basismodell einschließlich des Geometrie-Sets „Auswertebereich“, der *Surface* „Surf-1“ für die Aufbringung der Kraftdifferenzen sowie der Randbedingungen in *Abaqus CAE* fertiggestellt wurde, werden nun die Programmvariablen vorgegeben.

Zur besseren Vergleichbarkeit der Ergebnisse soll für dieses Beispiel nur ein einziger Dehnungszustand verwertet werden; ermittelt werden sollen die lokalen Werkstoffparameter  $K'_{\text{Hyst}}$ . Die entsprechenden Programmvariablen werden, wie folgt, gesetzt:

```
„Steps = 1“
„Regression = False“
„n_Strich_konstant = True“
```

Für die Parameter des Grundwerkstoffs werden die Werte aus dem IWM-Bericht [125] gewählt:  $E = 195000 \text{ MPa}$ ,  $K' = 1000 \text{ MPa}$ ,  $n' = 0,2$ .

Sie wurden an Werkstoffproben ermittelt und stellen mittlere Werte im Vergleich mit anderen Literaturquellen dar (vgl. Abbildung 6.8).

Gegeben sind hier die Parameter der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve. Da die Berechnung auf dem realen Beanspruchungspfad erfolgen wird, müssen jedoch Parameter des Hystereseseastes verwendet werden. Der den Hystereseseast kennzeichnende Parameter  $K'_{\text{Hyst}}$  lässt sich mithilfe der Gleichung 6.4 bestimmen:

$$K'_{\text{Hyst}} = K' \cdot 2^{1-n'} = 1741 \text{ MPa}$$

Die Parameter des Grundwerkstoffs werden im verjüngten Bereich der Probe verwendet. Im „Auswertebereich“ werden diese Parameter auch für die Start-Berechnung verwendet. In den Randbereichen wird elastisches Verhalten angenommen (Abbildung 7.38). Die Parameter werden als Programmvariablen vorgegeben und in die Datei „SaveData.py“ eingetragen (siehe Tabelle 6.1).

Die Kraftdifferenz  $\Delta F_x$  vom unteren Umkehrpunkt zum betrachteten Dehnungszustand der gewählten Hystereseseast betrug im Versuch 76,83 kN. Dieser Wert wird entsprechend vorgegeben:

```
„KraftX = [76.83]“ (Angabe in kN)
```



**Abbildung 7.38:** Werkstoffbereiche des Modells der geschweißten Probe

Die Parameteridentifikation wird auf Basis von Vergleichsdehnungen durchgeführt:

„Vergleichsdehnungen = True“

Wie in Abschnitt 6.3 erläutert, ist für die Anwendung bei unbekannter Lage und Form der Werkstoffzonen die adaptive Partitionierung vorgesehen. Sie ermöglicht die Bildung kleiner und großer Werkstoffzonen – angepasst an die realen Gegebenheiten – und dadurch auch eine gröbere Vernetzung in Bereichen homogenen Werkstoffs.

Programmvariablen, die die adaptive Partitionierung steuern, werden, wie folgt, gewählt:

„PartitionsGrenzwert = 10“ (MPa)

„Radius = 0.5“ (mm)

„PartitionsGroesse = 0.3“ (mm)

Mit den hier gewählten Einstellungen können die Werkstoffe sehr lokal identifiziert werden. Später wird nochmals genauer auf die Funktion dieser Programmvariablen eingegangen und deren Einfluss auf das Ergebnis anhand von Variationen aufgezeigt.

Hinsichtlich der Vernetzung wurden folgende Einstellungen vorgenommen:

„GlobalElementSize = 2“ (mm)

„ElementSize = 1“ (mm) (bei Start-Berechnung)

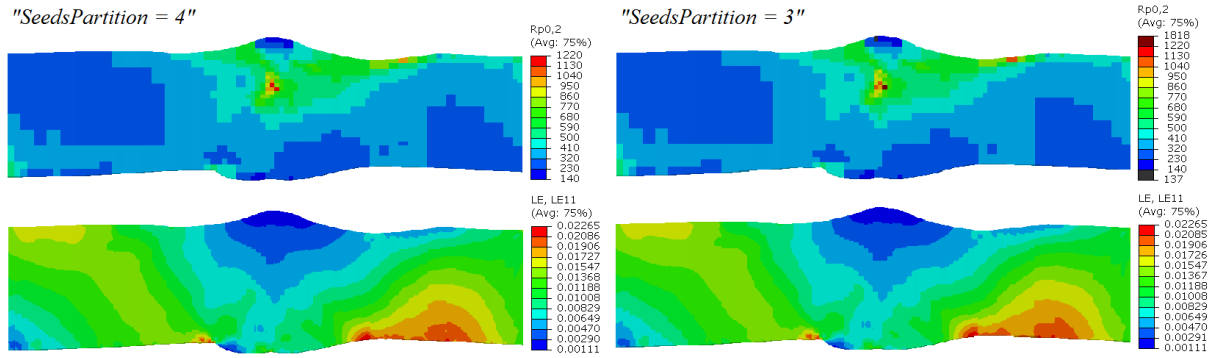
„SeedsPartition = 3“

„Elementtyp = C3D8R“

Auch wenn aus Abschnitt 7.1 erkennbar wurde, dass Dehnungsverläufe bei Werkstoffinhomogenitäten (und einem Mismatch-Verhältnis  $MV = 2$ ) optimal ab 4 Elementen je Partitionskante abgebildet werden („SeedsPartition“ = 4), wird die Unterteilung in 3 Elemente hier dennoch als ausreichend gesehen. Die Unterschiede im Ergebnis sind gering, wie eine Vergleichsberechnung gezeigt hat (Abbildung 7.39); die Elementanzahl konnte dadurch jedoch um 40% reduziert werden. Es wird darauf hingewiesen, dass in großen Partitionen, die überwiegend im Bereich des Grundwerkstoffs liegen, bedingt durch kleine benachbarte Partitionen und die Vernetzung mit Hexaeder-Elementen deutlich feiner vernetzt wird als benötigt und vorgesehen (mit bis zu 24 Elementen je Partitionskante). Allerdings ist hier in allen Bereichen großer Partitionen das Mismatch-Verhältnis sehr klein, sodass sich kein singulärer Verlauf der Dehnungen an den Partitions Grenzen ergibt.

In Abbildung 7.40 sind die Ergebnisse der Parameteridentifikation dokumentiert; zum Vergleich sind außerdem die gemessene Dehnungsverteilung sowie Ergebnisse der Härtemessung dargestellt. Zur besseren Erkennung wurde die Farbskala der Berechnungsergebnisse an die der Messergebnisse angepasst. Um eine Beurteilung der Ergebnisse anhand bekannter Größen zu ermöglichen, wird anstatt des identifizierten Werkstoffparameters  $K'_{Hyst}$  die Verteilung der zyklischen Dehngrenze  $R'_{p0,2}$  dargestellt. Sie wird über Gleichung 7.9 berechnet.

$$R'_{p0,2} = K' \cdot 0,002^{n'} = K'_{Hyst} \cdot 2^{n'-1} \cdot 0,002^{n'} \quad (7.9)$$



**Abbildung 7.39:** Vergleich der Berechnungsergebnisse mit unterschiedlicher Elementanzahl je Partitionskante (nach 10 Iterationen)

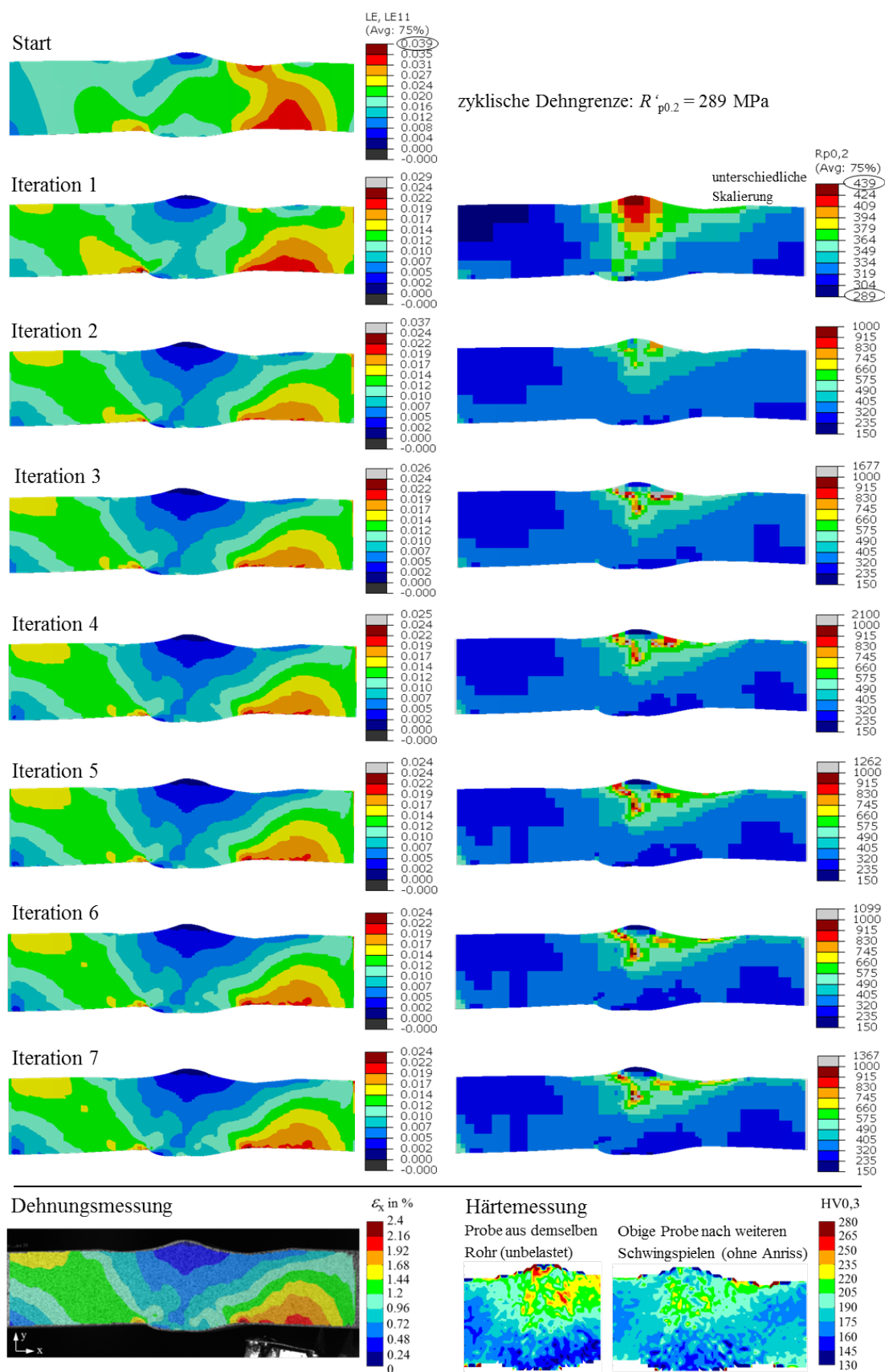
Es ist deutlich erkennbar, dass mit homogenem Werkstoff (bei Iterations-Start) das reale Dehnungsfeld nicht abgebildet werden kann; die maximale Dehnungsschwingbreite wird so deutlich überschätzt. An der Start-Dehnungsverteilung wird zudem deutlich, dass auch die Geometrie eine bedeutende Einflussgröße darstellt. So sind einige real hochbeanspruchte Bereiche bereits bei homogener Werkstoffmodellierung erkennbar.

Wie schon aus Testmodell III bekannt, lässt sich auch hier die gemessene Dehnungsverteilung bereits nach 5 Iterationen nachbilden. Die im Grundwerkstoff ermittelten zyklischen Dehngrenzen liegen von der Größenordnung her im Bereich des für den austenitischen Stahl 1.4550 bekannten Werts  $R'_{p0,2} = 289$  MPa. Außerdem wird ersichtlich, dass die zyklische Dehngrenze mit der Härte korreliert. Allerdings trifft dies nur auf die unbelastete Probe zu, wie sich in späteren Untersuchungen (Abschnitte 7.5.3 und 7.5.4) noch deutlicher zeigen wird. Bei der bereits belasteten Probe (die für die hiesige Parameteridentifikation verwendet wurde) ist die Korrelation nur noch in Ansätzen erkennbar.

In Bereichen, in denen die Dehnungen im Elastischen bleiben – wie dies hier an der Nahtwurzel der Fall ist – kann der den plastischen Anteil beschreibende Werkstoffparameter  $K'_{Hyst}$  nicht bestimmt werden. Dass der Iterationsalgorithmus den Parameter unterschätzt und nicht – wie bei Testmodell III beobachtet und erwartet – überschätzt, kann auf die Abweichung zwischen realem zyklischen und hier angesetztem statischen E-Modul, auf kleine Messfehler und auf die Verarbeitung der Daten zurückgeführt werden, wie die im nächsten Abschnitt folgende Analyse zeigt.

Die Werkstoffparameter können somit nach in Abschnitt 5.1.1.2 beschriebener Definition als verifiziert gelten, da sie die zugrunde gelegte Datenbasis abbilden können. Auf eine anschließende Validierung wird verzichtet, da hier gar nicht erwartet wird, dass die Parameter auch in sämtlichen anderen Konstellationen ihre Gültigkeit behalten. Es ist zum Beispiel klar, dass die jeweils indentifizierte Parameterkombination aus  $K'$  und  $n'$  bei sehr großen Dehnungen möglicherweise nicht mehr die real vorliegende zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve beschreibt. Schließlich wurde der Parameter  $n'$  nur deshalb konstant gehalten, weil der Parameter  $K'$  bis zu einem gewissen Grad ein nicht zutreffendes  $n'$  ausgleichen kann (vgl. Tabelle 6.2 und Abbildung 6.8). Deshalb sollte die Parameteridentifikation auch immer auf mindestens dem Dehnungsniveau durchgeführt werden, für welches die Parameter gelten sollen.

Eine Validierung wird in der Literatur meist dann durchgeführt, wenn die Parameter ein komplexes Materialverhalten (z.B. mit Krieeffekten) beschreiben sollen.

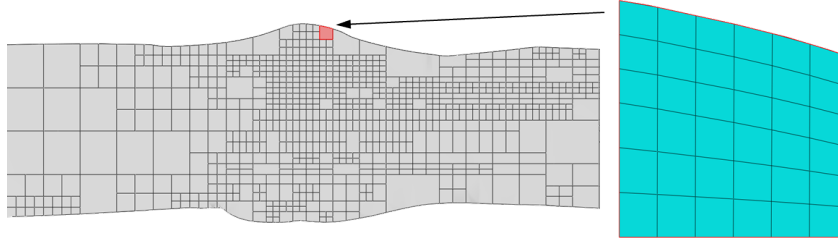


**Abbildung 7.40:** Ergebnisse der Parameteridentifikation einer geschweißten Probe auf Basis optisch gemessener Dehnungen: berechnete Dehnungen  $\Delta\epsilon_x$  in Probenlängsrichtung (links) und ermittelte lokale Werkstoffparameter  $R'_{p0.2}$  in MPa (rechts); zugrunde gelegte Dehnungsverteilung aus Schwingspiel 20 und Ergebnisse der Härtemessung zweier Proben zum Vergleich (unten)



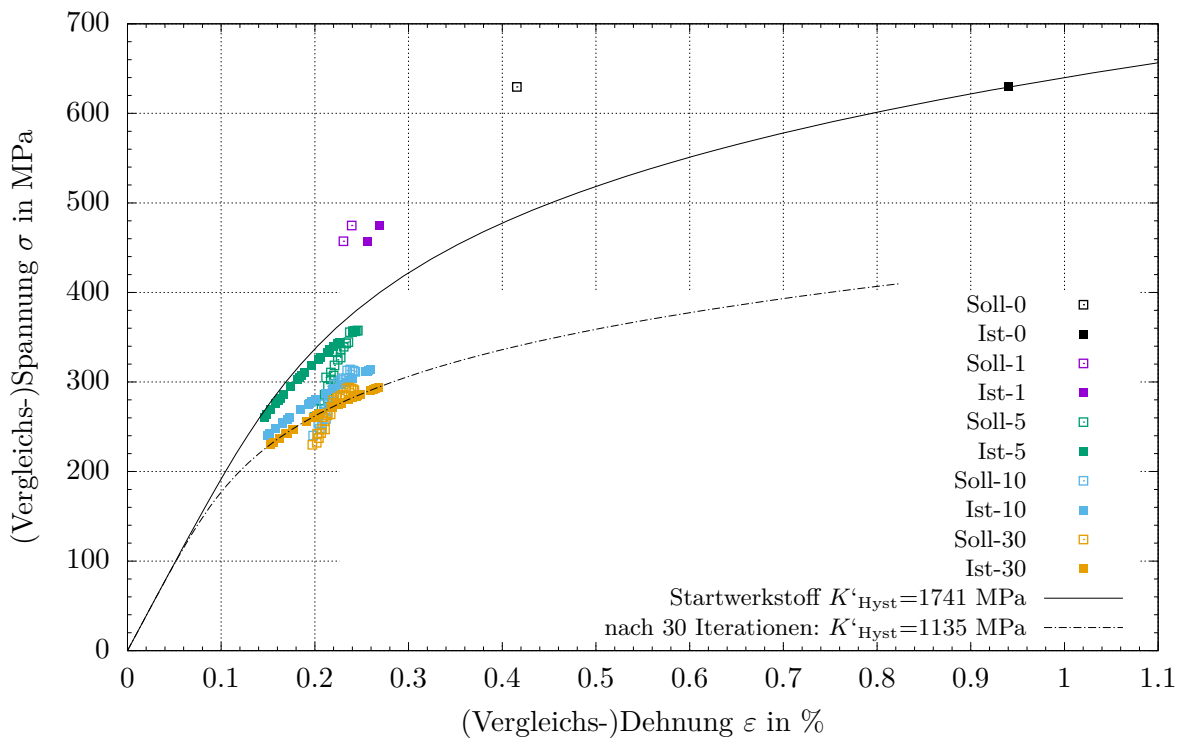
### 7.5.1 Ergebnisse im Bereich elastischer Dehnungen

Zur Analyse des im vorigen Abschnitt beschriebenen Problems bei der Parameteridentifikation im Bereich elastischer Dehnungen soll eine Partition im Bereich der Nahtwurzel hinsichtlich der Entwicklung der Knotenwerkstoffe näher untersucht werden. Als Beispiel wurde die in Abbildung 7.41 markierte Partition gewählt. Die Beanspruchungspunkte, die zur Ermittlung der Knotenwerkstoffe verwendet wurden, sind in Abbildung 7.42 für einige Iterationsschritte dargestellt.



**Abbildung 7.41:** Partition im Bereich elastischer Dehnungen; rechts: mit FE-Netz

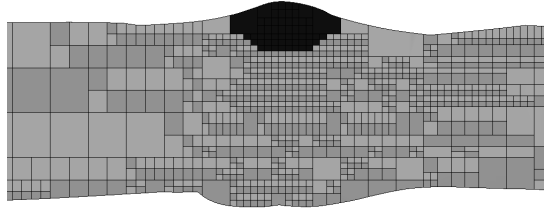
Die Anzahl an Knoten innerhalb des in Abbildung 7.41 markierten geometrischen Bereichs variiert zwischen den Iterationen aufgrund der adaptiven Partitionierung; die Partition mit den dargestellten Knoten bildet sich erst nach einigen Iterationsschritten.



**Abbildung 7.42:** Beanspruchungspunkte zur Ermittlung der Knotenwerkstoffe in oben markierten Partition im Bereich elastischer Dehnungen

Dass in dieser Partition nicht tatsächlich niederfester Werkstoff vorliegt, deutet zum einen der Verlauf der Soll-Dehnungen in Abbildung 7.42 an, aus dem ein tendenzieller Offset von der elastischen Gerade ersichtlich ist; zum anderen indizieren auch die Härten der unbelasteten Probe im Bereich der Wurzel einen festeren Werkstoff. Der Offset lässt auf einen Mess- und Systemfehler schließen, der zunächst größer scheint, als er bei genauerer Analyse ist.

Gemäß der Annahme, dass im Wurzelbereich elastisches Werkstoffverhalten vorliegt, wird nun

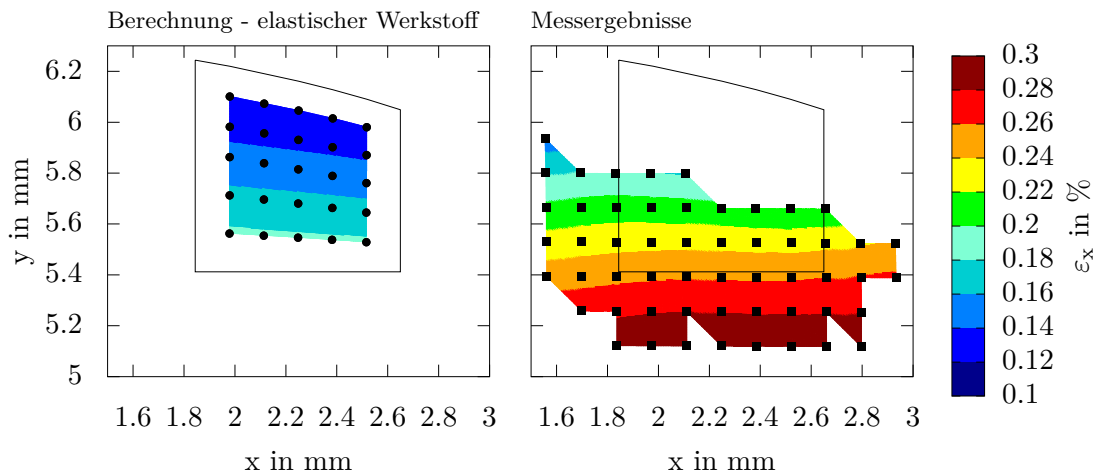


**Abbildung 7.43:** Zur Abbildung des elastischen Werkstoffverhaltens durch elastischen Werkstoff ersetzte Partitionen

das nach 30 Iterationen entstandene Modell so modifiziert, dass die in Abbildung 7.43 dunkel markierten Partitionen durch elastischen Werkstoff ersetzt werden. Der Elastizitätsmodul wird mit  $E = 195000 \text{ MPa}$  ( $\nu_{\text{el}} = 0,3$ ) angenommen. Kleine Abweichungen des tatsächlichen E-Moduls von diesem Wert werden als realistisch angesehen; ein deutlich zu hoch angenommener Wert als Ursache für die Abweichung zwischen Messung und Berechnung wird allerdings ausgeschlossen, denn der E-Modul läge dann bei  $E \approx 130000 \text{ MPa}$ .

Insofern werden die mit  $E = 195000 \text{ MPa}$  rein elastisch berechneten Dehnungen im Folgenden als Referenz gesehen.

Abbildung 7.44 zeigt den Vergleich zwischen berechneten Dehnungen mit elastischem Werkstoff und gemessenen Dehnungen in Probenlängsrichtung. Der Vergleich der Dehnung an lokalen Koordinaten weist einen absoluten Fehler  $< 0,05\%$  aus (Subtraktion der Dehnungsfelder). Für den Soll/Ist-Vergleich werden jedoch Dehnungen im Umkreis von  $0,5 \text{ mm}$  je Knoten verwendet. Hinzu kommt, dass direkt am Probenrand messtechnisch bedingt keine Messwerte vorliegen und deshalb die Interpolation ins Probeninnere und damit zu größeren Werten hin erfolgt. Diese Gegebenheiten führen zu einer Vergrößerung des Fehlers.



**Abbildung 7.44:** Knoten mit berechneten elastischen Dehnungen innerhalb der in Abbildung 7.41 dargestellten Partition (links) und alle zur Ermittlung des Partitionswerkstoffs herangezogenen Messpunkte (max. Abstand zum FE-Knoten:  $r = 0,5 \text{ mm}$ ) mit gemessenen Dehnungen (rechts)

Ein kleinerer *Radius* würde den Fehler in den zugewiesenen Dehnungen leicht verringern; der originäre Systemfehler (max.  $0,05\%$ , absolut) hin zu größeren Dehnungen besteht jedoch weiterhin, sodass fälschlicherweise immer noch ein niederfester Werkstoff bestimmt wird. Dies wird aus dem Vergleich im nächsten Abschnitt ersichtlich.

Bei Ermittlung plastischer Werkstoffkennwerte auf Basis hoher plastischer Dehnungsanteile spielt ein Fehler in dieser Größenordnung eine untergeordnete Rolle. Sollte aber auch der Elasti-



zitätsmodul bei Parameteridentifikation ermittelt werden, ist eine höhere Genauigkeit zwingend erforderlich.

Messfehler lassen sich leider nie ganz vermeiden, nur minimieren. Laut Hersteller des Bildkorrelations-Systems kann eine Messgenauigkeit von  $\pm 50 \mu\epsilon$  (0,005%, absolut) erreicht werden. Um diese auszuschöpfen, ist es erforderlich, dass die geometrische Zuordnung von Messpunkten zum Basismodell (vgl. Abbildung 7.36) mit einer Genauigkeit im Submillimeter-Bereich erfolgt. Kann dies nicht gewährleistet werden, ist von einer Ermittlung des Elastizitätsmoduls abzuraten.

### 7.5.2 Einfluss der Programmvariablen zur Steuerung der adaptiven Partitionierung

Wie oben erwähnt, steuern die folgenden Programmvariablen das Ergebnis der Parameteridentifikation bei adaptiver Partitionierung:

- der „*PartitionsGrenzwert*“  $\Delta R'_{p0,2}$  der Knotenwerkstoffe innerhalb einer Partition
- der „*Radius*“ zur Zuordnung der Messpunkte zum FE-Knoten sowie
- die (kleinste zugelassene) „*PartitionsGroesse*“

Alle genannten Programmvariablen wirken sich auf die lokale Genauigkeit der Werkstoffparameter aus.

Der „*PartitionsGrenzwert*“ steuert die eigentliche Partitionierung (siehe Abschnitt 6.3.2) und damit indirekt die Größe aller Partitionen. Je nachdem, ob ein großer oder kleiner Wert vorgegeben wurde, bewirkt der „*PartitionsGrenzwert*“ eine starke oder weniger starke (gewichtete) Mittelung der lokalen Knotenwerkstoffe – durch Regression der Beanspruchungspunkte vieler oder weniger in der Partition liegender Knoten.

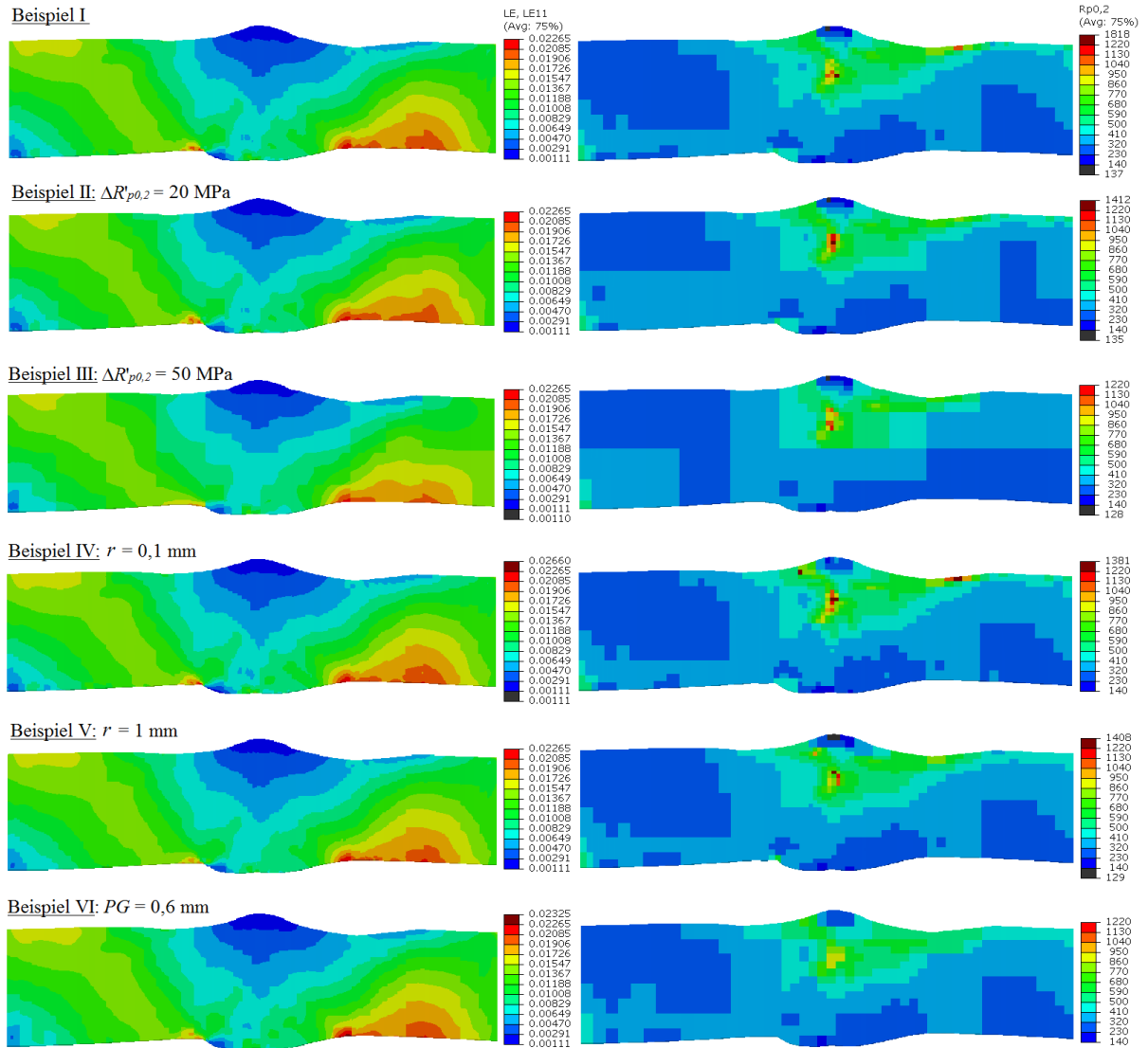
Der „*Radius*“ steuert indirekt den Grad der gewichteten Mittelung der gemessenen Dehnungen durch Zuweisung der Messpunkte zu den FE-Knoten aus einem großen oder kleinen Umkreis. Das heißt, die Dehnungsverteilung wird stark oder weniger stark geglättet. An Stellen lokaler Werkstoffinhomogenitäten führt eine starke Glättung der Dehnungen zur Homogenisierung des Werkstoffs; an Stellen geometrischer Inhomogenitäten (z.B. an einer Kerbe) kann eine Glättung zu möglicherweise real nicht vorhandenen Werkstoffinhomogenitäten führen.

Die (kleinste zugelassene) „*PartitionsGroesse*“ beeinflusst die ermittelten Werkstoffparameter nur an Stellen, an denen sich die Werkstoffe lokal sehr stark unterscheiden. Bereiche, in denen der Werkstoff auch bei lokaler Betrachtung homogen ist, bleiben von dieser Programmvariable unbeeinflusst.

Aufgezeigt werden die Auswirkungen der genannten Programmvariablen für die in Tabelle 7.3 aufgeführten Kombinationen. Im Basis-Beispiel I (obiges Beispiel) wurden bereits Werte für die Programmvariablen gewählt, mit denen sich die Dehnungsverteilung sehr gut abbilden lässt und die die Parameteridentifikation lokal ermöglichen. Die Ergebnisse für die Beispiele I-VI sind in Abbildung 7.45 dargestellt.

**Tabelle 7.3:** In den Beispielen I-VI gewählte Werte für maßgebliche Programmvariablen bei adaptiver Partitionierung

	„ <i>PartitionsGrenzwert</i> “ $\Delta R'_{p0,2}$	„ <i>Radius</i> “ $r$	„ <i>PartitionsGroesse</i> “ $PG$
<b>Beispiel I</b>	10 (MPa)	0,5 (mm)	0,3 (mm)
Beispiel II	<b>20</b> (MPa)	0,5 (mm)	0,3 (mm)
Beispiel III	<b>50</b> (MPa)	0,5 (mm)	0,3 (mm)
Beispiel IV	10 (MPa)	<b>0,1</b> (mm)	0,3 (mm)
Beispiel V	10 (MPa)	<b>1,0</b> (mm)	0,3 (mm)
Beispiel VI	10 (MPa)	0,5 (mm)	<b>0,6</b> (mm)



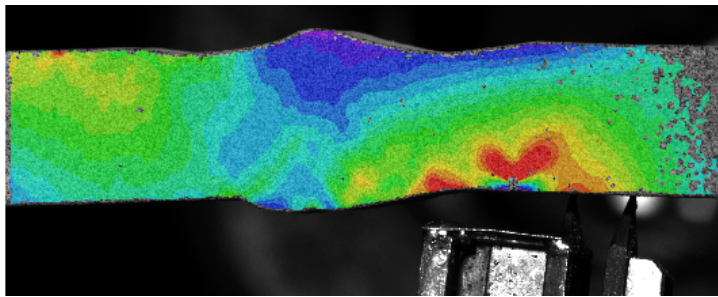
**Abbildung 7.45:** Vergleich der Ergebnisse bei Variation der in Tabelle 7.3 dokumentierten Programmvariablen für adaptive Partitionierung (nach 10 Iterationen)

Der Vergleich zeigt, dass sinnvolle Ergebnisse durchaus mit verschiedenen Werten für die untersuchten Programmvariablen erzielbar sind. Als Empfehlung für die Parameteridentifikation solcher Proben (und ähnlicher Anwendungsbereiche) kann das Set an Programmvariablen, das in Beispiel I verwendet wurde, bei der hier vorliegenden Auflösung der Dehnungsmessung (Abstand der Messpunkte) gegeben werden. Ein kleinerer Radius von 0,1 mm wird erst dann benötigt, wenn zum Beispiel Kerben mit höherer Auflösung betrachtet werden sollen. Dies ist hier nicht der Fall und anhand der vorliegenden Messergebnisse auch nicht möglich, da hier die Messpunkte in einem Abstand von 0,4 mm zum Rand liegen (vgl. Abbildung 7.44). Um die höhere Auflösung sinnvoll nutzen zu können, muss – wie in Abschnitt 7.5.1 erwähnt – bei Zuordnung der Messpunkte zum Modell auf eine Genauigkeit im Submillimeter-Bereich geachtet werden.

### 7.5.3 Ermittlung des transienten Werkstoffverhaltens

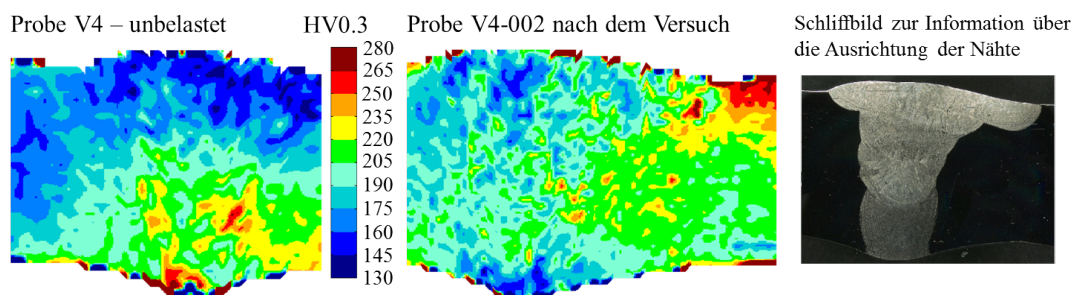
Dadurch dass die Parameteridentifikation mittels des vorgestellten Verfahrens auf den gemessenen Dehnungen eines einzelnen Schwingspiels basiert, ist es möglich auch das transiente Werkstoffverhalten zu beobachten. Dies erfolgt, indem in jeweils separaten Parameteridentifikationen Hystereseeäste aus verschiedenen Schwingspielen über die Lebensdauer zugrunde gelegt werden.

Problemlos gewählt werden können Hystereseküsten vom ersten Schwingenspiel bis zum Anriss. Mit Anriss ist in diesem Fall ein Riss gemeint, der sich in der Dehnungsverteilung bemerkbar macht; dieser liegt im Allgemeinen einige Schwingenspiele vor dem „technischen Anriss“. Denn auch bei kleinen Rissen sind schon Rissspitzendehnungen erkennbar (Abbildung 7.46: Dehnungskonzentration links oben), die ohne Riss in dieser Höhe an der betreffenden Stelle nicht vorhanden wären. Dies hat bei Parameteridentifikation zur Folge, dass im Bereich des (kleinen) Risses ein Werkstoff mit geringerer Festigkeit bestimmt wird als dies tatsächlich der Fall ist. Sind die Werkstoffparameter auch nach dem das Dehnungsfeld beeinflussenden Anriss von Interesse, kann die Parameteridentifikation bei kleinen Rissen noch durchgeführt werden unter der Prämisse, dass die im Bereich des Risses ermittelten Werkstoffparameter als nicht zutreffend angesehen und deshalb (nur sehr lokal) ignoriert werden; die Umgebung um den kleinen Riss liefert noch genügend verwertbare Werkstoffparameter für diesen versagenskritischen Bereich. Große Risse hingegen verändern nicht nur das Dehnungsfeld sehr stark, sondern auch die geometrische Steifigkeit; bei Vorhandensein eines größeren Risses muss dieser deshalb im Modell abgebildet werden, um verwertbare Ergebnisse zu erzielen.



**Abbildung 7.46:** Dehnungskonzentration verursacht durch einen kleinen Riss (links oben) und verändertes Dehnungsfeld bei großem Riss (rechts)

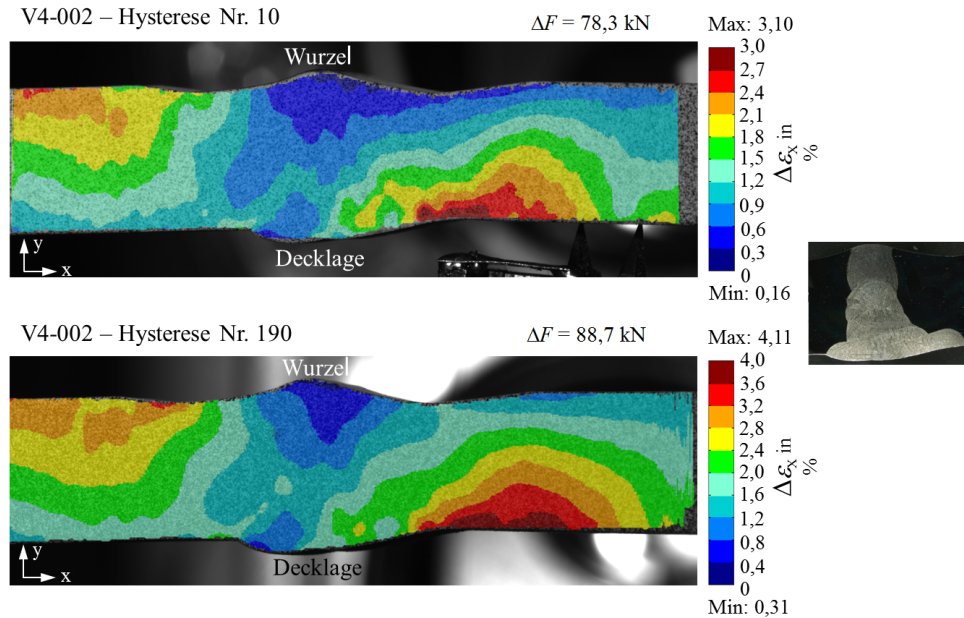
Im Folgenden soll das transiente Werkstoffverhalten einer Probe untersucht werden, die zu Testzwecken im Mehrstufen-Versuch geprüft und zuvor spannungsarmgeglüht wurde (Probe V4-002, siehe Abschnitt 3.9.1). Der Versuch wurde noch vor Auftreten eines Anrisses beendet. Diese Probe wurde für die folgende Auswertung gewählt, da hier Härtemessungen nach dem Versuch für den rissfreien Nahtbereich vorliegen, die deutliche Veränderungen gegenüber der (typischen) Härteverteilung einer unbelasteten Probe der gleichen Serie aufweisen (Abbildung 7.47).



**Abbildung 7.47:** Stark veränderte Härteverteilung nach dem Versuch V4-002 (mit Beanspruchung auf sehr hohem Dehnungsniveau durch vereinzelte Schwingenspiele) gegenüber der für diese Probenserie typischen Härteverteilung einer unbelasteten Probe

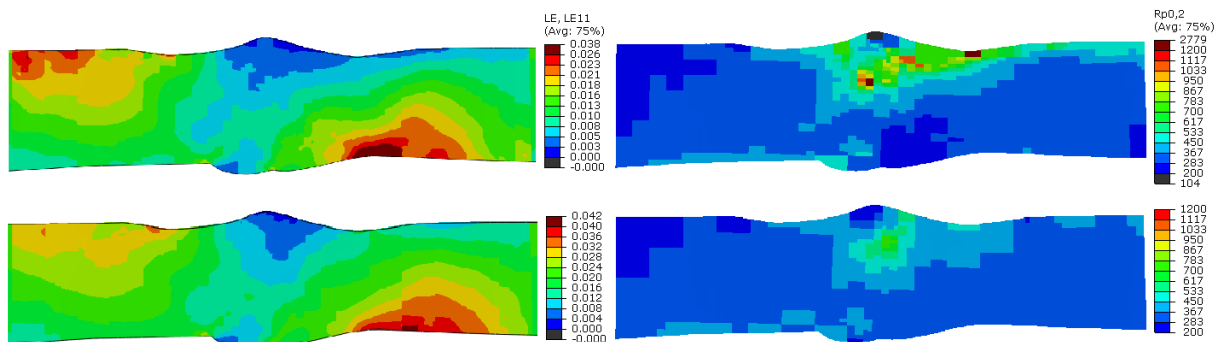
Wie schon aus Abschnitt 3.7.2.3 ersichtlich wurde, ist das Ausmaß der Veränderung abhängig vom Beanspruchungsniveau. Schwingenspiele mit extrem hoher Beanspruchung wurden erst im letzten Sechstel des Versuchs gefahren während die Beanspruchung zu Beginn des Versuchs auf dem Niveau der in den vorangegangenen Abschnitten untersuchten Probe lag. Da aus Abbildung 7.40 bereits eine klare Korrelation zwischen Härteverteilung und ermittelten lokalen Werkstoff-

festigkeiten ( $R'_{p0,2}$ ) zu erkennen war und mehrere Veröffentlichungen auf transientes Verhalten des Werkstoffs 1.4550 verweisen (siehe Abschnitt 5.1.2), stellt sich die Frage, ob gegen Versuchsende deutliche Veränderungen in der Festigkeitsverteilung vorliegen, die näherungsweise mit der Härteverteilung nach dem Versuch korrelieren, und ob zyklische Verfestigung an Stellen höchster Beanspruchung ermittelt wird.



**Abbildung 7.48:** Gemessene Dehnungsschwingbreiten  $\Delta\varepsilon_x$  des 10. Schwingspiels (oben) und des 190. Schwingspiels (unten) während des Versuchs V4-002

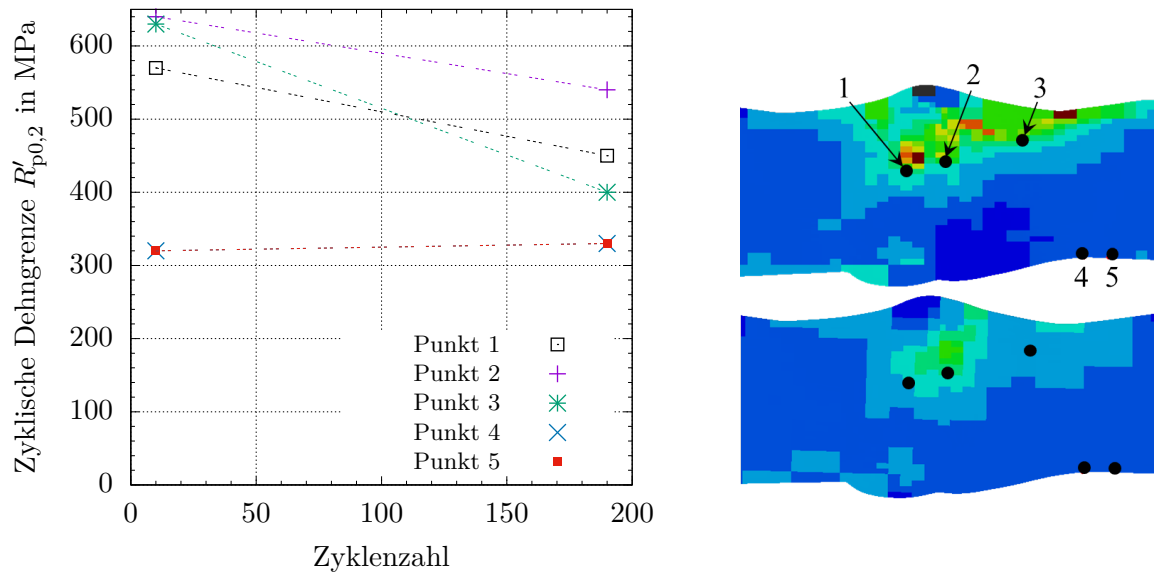
Für die Untersuchung werden die Dehnungsfelder aus Schwingspiel 10 und Schwingspiel 190, dem letzten Schwingspiel vor Versuchsende, verwendet. Wie schon bei der vorangegangenen Parameteridentifikation wird zur eindeutigen Vergleichbarkeit jeweils nur der Zustand maximaler Dehnung zugrunde gelegt und der Verfestigungsexponent  $n' = 0,2$  als konstant angenommen. Die beiden gemessenen Dehnungsfelder sind in Abbildung 7.48 dargestellt. Die Ergebnisse der Parameteridentifikation sind in Abbildung 7.49 abgebildet.



**Abbildung 7.49:** Ergebnisse der Parameteridentifikation nach 10 Schwingspielen (oben) und nach 190 Schwingspielen (unten)

Zunächst muss gesagt werden, dass das transiente Verhalten für die Werkstoffzonen individuell zu betrachten ist: Je nach Vorgeschichte und Beanspruchungsniveau kann im Nahtbereich lokal unterschiedliches transientes Verhalten auftreten (siehe auch Abbildung 7.50).

Im niedrig beanspruchten Bereich zwischen Wurzel und Nahtmitte wird Entfestigung des Werkstoffs sichtbar. Dies passt zu dem bereits bekannten und in Abschnitt 5.1.2 beschriebenen Ver-



**Abbildung 7.50:** Lokales transientes Verhalten der Probe V4-002 (Vergleich außerhalb des Bereichs elastischer Dehnung und ohne Betrachtung lokaler Peaks)

halten metastabiler austenitischer Stähle, die im Falle einer vorherigen (Kalt-)Verfestigung zyklisch entfestigen. Denn im Bereich um die Wurzel lag bereits vor dem Versuch (durch den Schweißprozess und zugehörige Abkühlvorgänge) verfestigter Werkstoff vor (vgl. Härteverteilung unbelasteter Proben).

Die erwartete Verfestigung in zyklisch hochbeanspruchten Bereichen ist jedoch nicht feststellbar. Dies kann daran liegen, dass die Anzahl der Schwingspiele hier nicht für die zur Verfestigung benötigte Dehnungsakkumulation ausgereicht hat. Allerdings war bereits bei den im Einstufen-Versuch geprüften Proben kein verfestigendes Verhalten erkennbar. Außerdem ist das Ergebnis in Übereinstimmung mit den metallurgischen Untersuchungen, bei denen Martensit lediglich in der Randschicht festgestellt werden konnte.

Zudem ist deutlich zu erkennen, dass die Härteverteilung unmittelbar nach Schwingspiel 190 nicht mit der Festigkeitsverteilung korreliert, die dem Schwingspiel 190 zugrunde liegt und die in der Lage ist das gemessene Dehnungsfeld abzubilden. Zur Untersuchung des transienten Verhaltens und der Ermittlung veränderter Werkstoffkennwerte können Härteverteilungen, die nach zyklischer Beanspruchung gemessen wurden, somit nicht herangezogen werden.

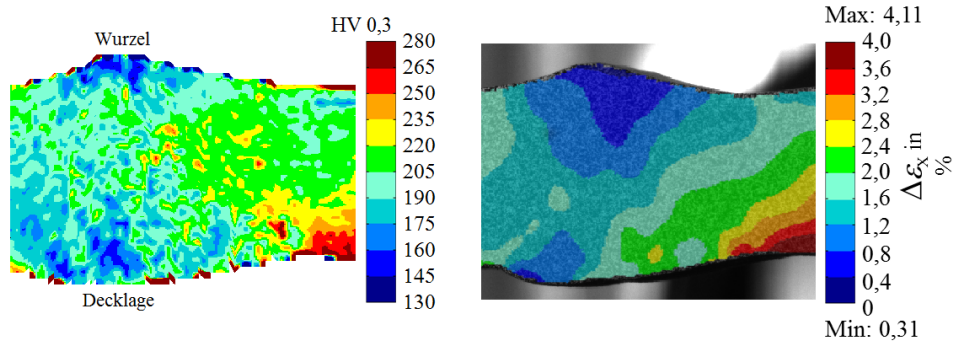
#### 7.5.4 Korrelation von Härte und Festigkeit

Dass es auch bei diesen Schweißnähten eine Korrelation zwischen Härte und Festigkeit gibt, wurde bereits aus Abbildung 7.40 ersichtlich. Allerdings korreliert nur die Härteverteilung unbelasteter Proben mit der Festigkeitsverteilung. Die Härteverteilung zuvor (zyklisch) elastisch-plastisch beanspruchter Proben gibt vielmehr Auskunft über die zuvor erfahrene Beanspruchungsverteilung; so sind beispielsweise Bereiche, die durch sehr hohe Dehnungsamplituden beansprucht waren, deutlich in der Härteverteilung erkennbar genauso wie sehr niedrig beanspruchte Bereiche um Wurzel- und Decklage (Abbildung 7.51). Dass es sich bei den stark erhärteten Bereichen nicht um Verfestigung handelt, wird klar, wenn man bedenkt, dass in den Bereichen mit höchster Festigkeit keine maximalen Amplituden auftreten würden.

Aus Scholtes [115] ist bereits bekannt, dass die Härte mit der plastischen Dehnung korreliert. Somit muss festgestellt werden, dass sich diese Korrelation mit der Korrelation von Härte und Festigkeit überlagert. So lässt sich auch erklären, warum bei Proben, die auf einem niedrigeren Dehnungsniveau getestet wurden (als die Probe V4-002), die Härte-Festigkeits-Korrelation noch



recht deutlich erkennbar ist (vgl. Abbildung 7.40).



**Abbildung 7.51:** Härteverteilung der Probe V4-002 (vgl. Abbildung 7.47, gespiegelt) aus der zuvor erfahrene lokale Beanspruchungen (vgl. Abbildung 7.48) erkennbar sind

Durch die Eigenspannungsmessungen des *Instituts für Werkstoffkunde* [10] (siehe Abschnitt 3.5) ist zwar bekannt, dass auch nach dem Freischneiden der Probe aus dem Rohr noch (Rest-)Eigenspannungen aus dem Schweißprozess vorhanden sind, die laut Gibmeier [38] die gemessenen Härten – hier: die der unbelasteten Probe – beeinflussen. Vermutlich kommen dadurch auch die Unterschiede in den Ergebnissen der Härtemessung vor und nach dem Spannungsarmglühen zustande (Abschnitt 3.7.2.2). Da die Korrelation zwischen der Härte einer unbelasteten Probe und der Festigkeit (zyklische Dehngrenze  $R'_{p0,2}$ ) jedoch so deutlich erkennbar ist, wird die Bestimmung einer Korrelationsfunktion – vereinfachend auch auf Basis einer nicht spannungs-armglühten Probe – dennoch für sinnvoll erachtet.

Als Referenz wird die  $R'_{p0,2}$ -Verteilung, die nach wenigen Zyklen vorliegt, gewählt, da aus den Versuchsergebnissen der Abschnitte 3.9.8.1 und 3.9.8 deutlich zu erkennen war, dass Kraftamplitude und Dehnungsamplitudenverteilung über die Lebensdauer näherungsweise konstant sind. Auch das obige, im Mehrstufenversuch beobachtete transiente Verhalten kann vereinfachend als vernachlässigbar angesehen werden, sodass sich in guter Näherung die folgende Korrelationsfunktion für die Härteverteilung des Nahtbereichs einer unbelasteten Probe bestimmen lässt:

$$R'_{p0,2} = (6,15 \cdot HV - 680) \text{ MPa} \quad (7.10)$$

Damit zeigt sich auf Basis der Härteverteilung der unbelasteten (nicht spannungsarm-geglühten) Probe die in Abbildung 7.52 links dargestellte  $R'_{p0,2}$ -Verteilung. Kleine Unterschiede zur Referenz-Verteilung sind darauf zurückzuführen, dass es sich um zwei unterschiedliche Proben der Serie V4 handelt; außerdem konnten an der Nahtwurzel aufgrund zu niedriger Beanspruchungen die Werkstoffparameter bei der Parameteridentifikation nicht zutreffend bestimmt werden. Zum Vergleich ist zudem die  $R'_{p0,2}$ -Verteilung dargestellt, die sich unter Verwendung bekannter Korrelationsfunktionen ergeben hätte (vgl. Tabelle 5.1). Dieser Verteilung liegt die folgende Abschätzung zugrunde:

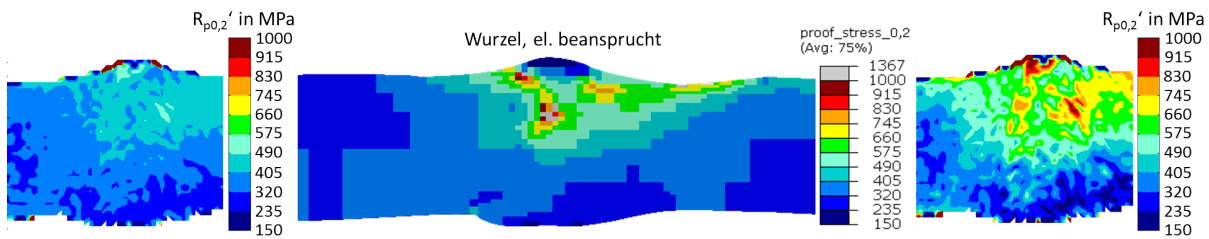
$$\text{Kloos und Velten [54]:} \quad R_m = (3,29 \cdot HV - 47) \text{ MPa} \quad (7.11)$$

$$\text{Bäumel und Seeger (UML) [4]:} \quad K' = 1,65 \cdot R_m; n' = 0,15 \quad (7.12)$$

$$\text{aus Gl. 7.11 und 7.12:} \quad R'_{p0,2} = K' \cdot 0,002^{n'} = (2,14 \cdot HV - 30,5) \text{ MPa} \quad (7.13)$$

Es ist deutlich zu erkennen, dass letztgenannte Korrelationsfunktionen zur Abschätzung der zyklischen Werkstoffkennwerte vorliegender Nähte nicht geeignet sind<sup>2</sup>. Die Zonen hoher Festigkeit, die durch den Schweißprozess entstanden sind, können damit nicht erfasst werden.

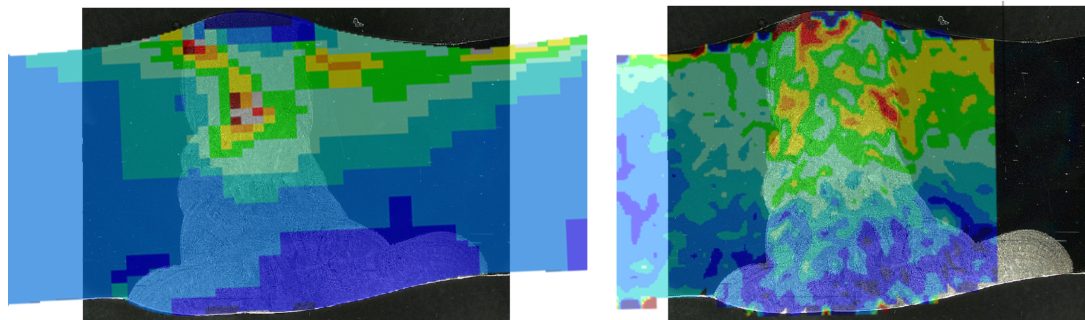
<sup>2</sup>Sie sind auch grundsätzlich für den hochlegierten Werkstoff nicht vorgesehen; sie wurden lediglich zu Vergleichszwecken angewendet. Besser geeignete Abschätzformeln standen bislang noch nicht zur Verfügung.



**Abbildung 7.52:**  $R'_{p0,2}$ -Festigkeitsverteilungen ermittelt durch die neue Korrelationsfunktion aus Gleichung 7.10 (links), das Parameteridentifikationsverfahren, an einer anderen Probe aus demselben Rohr (Mitte) und bekannte Korrelationsfunktionen aus Gleichungen 7.11 bis 7.13 (rechts). Verwendung der Härteverteilung einer unbelasteten, ungeglühten Probe

Es sei jedoch angemerkt, dass die neue Korrelationsfunktion (Gleichung 7.10) auf Basis weniger hier untersuchter Proben beruht. Es empfiehlt sich folglich, diese Funktion einer statistischen Überprüfung zu unterziehen.

Abschließend muss festgestellt werden, dass sich die aus Mikro- und Makroschliffen in Abschnitt 3.6 erkennbare Struktur nur noch in Ansätzen in der Festigkeitsverteilung widerspiegelt (z.B. an der Decklage, siehe Abbildung 7.53). Eine Einteilung in Schweißgut, Wärmeeinflusszone (Grobkornzone) und Grundwerkstoff hinsichtlich der Festigkeiten wäre bei den hier untersuchten Schweißnähten völlig unzutreffend.



**Abbildung 7.53:** Festigkeits- bzw. Härteverteilung und Makroschliff. Links: Mithilfe des vorgestellten Verfahrens bestimmte  $R'_{p0,2}$ -Verteilung einer Probe aus dem gleichen Rohr wie der hinterlegte Schliff. Rechts: Zum Schliff gehörige Härteverteilung

### 7.5.5 Ermittlung der Lebensdauer

Wie aus den Untersuchungen dieser Arbeit deutlich hervorgeht, ist es notwendig, bei (zyklischer) elastisch-plastischer Beanspruchung vorhandene Werkstoffinhomogenitäten simulativ zu berücksichtigen, um reale Dehnungsfelder abbilden zu können. Die Untersuchungen haben gezeigt, dass der zum Versagen der Probe führende Anriss an Stellen maximaler Dehnungsamplituden (bzw. -schwingbreiten) auftrat. Bei Dehnungsamplituden ab ca. 1% trat der (maßgebliche) Anriss im Grundwerkstoff auf. Für diesen Fall – der bei allen mittels optischer Dehnungsmessung untersuchten Proben eingetreten ist – sollte nun die Wöhlerlinie des Grundwerkstoffs zur Ermittlung der Lebensdauer herangezogen werden können. Dies wird im Folgenden überprüft.

Als Werkstoff-Wöhlerlinie für den Grundwerkstoff 1.4550 (bei Raumtemperatur) kann die KTA-Mittelwertkurve [59] herangezogen werden. Sie ist statistisch gut abgesichert. So belegen neuere Versuche aus dem „Data Pool“ [118] an polierten Werkstoffproben erneut deren Treffsicherheit. Die Versuchsergebnisse aus dem „Data Pool“ sowie die KTA-Wöhlerlinie sind in Abbildung 7.55

als Referenz eingetragen.

Aus der Versuchsserie V4 mit unbearbeiteter Naht (wie geschweißt) gibt es 4 Proben, bei denen Lebensdauer UND lokale Dehnung am Versagensort durch optische Dehnungsmessung bzw. zugehörige Simulation zur Verfügung stehen; aus Versuchsserie V3 kann nur 1 Probe verwertet werden (siehe Abschnitt 3.9.8). Für die 5 Proben aus den Serien V3 und V4 ist im Wöhlerdiagramm die lokale Dehnung am Versagensort (d.h. im Grundwerkstoff) über der Lebensdauer aufgetragen. Diese Ergebnisse sind durch den Zusatz „inhomogen – ohne RK“ gekennzeichnet, da in den Ergebnissen die Werkstoffinhomogenität berücksichtigt ist.

Aufgrund der sehr rauen Oberfläche des Rohrs bzw. der Proben (Abbildung 7.54, siehe auch Abschnitt 3.8), liegt die Lebensdauer deutlich unterhalb der Lebensdauer polierter Werkstoffproben. Zur Berücksichtigung der Oberflächenrauigkeit wird auf die in Abschnitt 5.2 beschriebenen Gleichungen 5.10 - 5.12 nach Chopra und Shack [15] zurückgegriffen.



**Abbildung 7.54:** Raue Oberfläche der Proben mit Rissen

Unter Verwendung des an der rauen (unbeschiffenen) Oberfläche der Proben vorliegenden quadratischen Mittenrauwerths  $R_{q,rau} = 7,2 \mu\text{m}$  (siehe Abschnitt 3.8) ergibt sich ein Faktor von 4,2 hinsichtlich der Lebensdauer bzw. ein Faktor von 1,4 hinsichtlich der Dehnung gegenüber der polierten Oberfläche.

Dieser Faktor ist auch in Übereinstimmung mit dem in Bosch et al. [10] ermittelten Einfluss der Oberflächenrauigkeit.

Für die beschliffene Oberfläche wird  $R_{q,beschliffen}$  auf Basis der Messungen, die in Abschnitt 3.8 beschrieben wurden, mit  $1,6 \mu\text{m}$  abgeschätzt. Dieser Wert wird auch in Chopra und Shack [15] für die mit Schleifpapier (50-er Körnung) bearbeitete Oberfläche genannt.

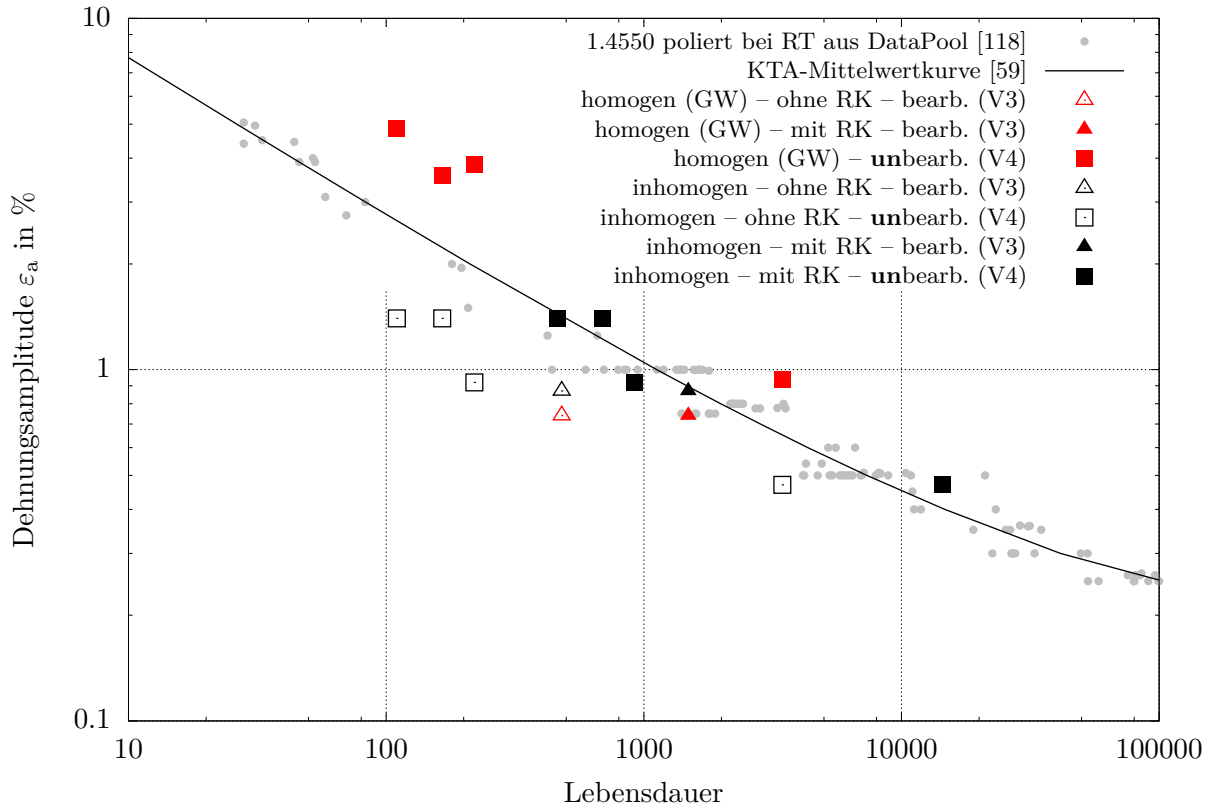
Die Oberflächenrauigkeit der beschliffenen Probe kann somit durch einen Faktor von 3,1 hinsichtlich der Lebensdauer oder einen Faktor von 1,3 hinsichtlich der Dehnung auf den jeweiligen Wert der polierten Proben berücksichtigt werden.

Unter Verwendung dieser Rauigkeitskorrektur fallen die Ergebnisse der bearbeiteten und der unbearbeiteten Proben mit Berücksichtigung der Werkstoffinhomogenität in das Streuband der Werkstoff-Wöhlerlinie (KTA-Wöhlerlinie).

Zum Vergleich sind im Wöhlerdiagramm (Abbildung 7.55) – rot markiert – zusätzlich Ergebnisse dargestellt, die sich bei Vernachlässigen der Werkstoffinhomogenität ergeben hätten. Zur Erzeugung dieser Ergebnisse wurde dasselbe Basis-Modell verwendet, das den Ergebnissen mit inhomogenem Werkstoff zugrunde liegt; die Berechnung erfolgte jedoch homogen mit den Parametern des Grundwerkstoffs. Die maximale Dehnung, die auch bei den Proben mit inhomogenem Werkstoff zur Lebensdauerbewertung herangezogen wurde, befindet sich nun allerdings bei allen unbearbeiteten Proben an der Nahtkerbe. Ihr liegt eine Vernetzung mit einer Elementkantlänge von  $r/4$  – wobei  $r$  den Kerbradius beschreibt – bei Verwendung von Hexaederelementen mit quadratischer Ansatzfunktion zugrunde, die zur Berechnung von Kerbspannungen oder -dehnungen üblich ist (vgl. IIW-Empfehlungen [47]).

Aus dem Wöhlerdiagramm wird ersichtlich, dass die Dehnungsamplituden der unbearbeiteten Proben bei Verwendung eines homogenen Werkstoffs deutlich zu hoch berechnet werden (um Faktor 2 bis Faktor 4). Die maximale Dehnungsamplitude der bearbeiteten, homogen berech-





**Abbildung 7.55:** Wöhlerdiagramm mit KTA-Mittelwertkurve für polierten Werkstoff 1.4550 und Einordnung der berechneten Ergebnisse mit und ohne Berücksichtigung der Werkstoffinhomogenität sowie mit und ohne Rauigkeitskorrektur (RK) für 4 unbearbeitete und 1 bearbeitete Naht

neten Probe weicht hingegen nur geringfügig von der real vorliegenden Dehnung ab. Allerdings wird hier eine zu geringe Dehnungsamplitude berechnet. Der Faktor zwischen den Ergebnissen mit und ohne Berücksichtigung der Werkstoffinhomogenität beträgt 1,2 und ist damit größer als der nach KTA-Regelwerk [59] verwendete, unkonservative Faktor von 1,1.

Für die unbearbeiteten Proben, bei denen das Versagen an der Kerbe indiziert wird, ist eine Rauigkeitskorrektur nicht sinnvoll, da die raue Oberfläche des Rohrs hier nicht vorliegt; außerdem würde dadurch die ohnehin bestehende Abweichung von der Werkstoff-Wöhlerlinie nur zusätzlich vergrößert.

Somit gelingt eine zutreffende Ermittlung der Lebensdauer sowie die Indikation des realen Versagensortes für die vorliegenden zyklisch elastisch-plastisch beanspruchten Schweißverbindungen nur bei realitätsnaher Berücksichtigung von Geometrie, Oberflächenrauigkeit und Werkstoffinhomogenität.

## 8 Zusammenfassung und Ausblick

Über das Verhalten von Schweißverbindungen, die zyklisch elastisch-plastischen Beanspruchungen ausgesetzt sind, und die Einflussgrößen auf deren Lebensdauer war bislang nur sehr wenig bekannt. Dies schlägt sich nicht zuletzt auch in den aktuell im Kurzzeitfestigkeitsbereich anwendbaren Regelwerkskonzepten nieder, welche die maßgeblichen Einflussgrößen von Schweißverbindungen auf die Lebensdauer nur sehr grob erfassen.

Ziel dieser Arbeit war es, am Beispiel von Stumpfschweißverbindungen, die auch im realen Einsatz hohen Dehnungsamplituden ausgesetzt sind, maßgebliche Einflussgrößen methodisch zu erfassen und das zyklische Verhalten nachvollziehen zu können, um eine Grundlage für eine wirtschaftlichere, aber sichere Auslegung dieser Schweißverbindungen zu schaffen. Dabei stand zu Beginn der Arbeit insbesondere die Frage im Raum, welchen Einfluss die Werkstoffinhomogenität hat und ob diese durch einen Faktor von 1,1 auf die Beanspruchung gemäß Regelwerk [59] adäquat erfasst wird. Außerdem war unklar, ob eine Korrelation zwischen der Härte und den zyklischen Werkstoffkennwerten einer Naht besteht, wie mit Werkstoffgrenzen bei Ermittlung der Beanspruchung umzugehen ist und wie transientes Werkstoffverhalten erfasst werden kann.

In zwei Versuchsreihen an Proben stumpfgeschweißter Rohre aus austenitischem Stahl 1.4550 mit unbearbeiteter und mit bearbeiteter (beschliffener) Naht wurden bei Raumtemperatur Lebensdauerversuche im Kurzzeitfestigkeitsbereich durchgeführt. Dabei fiel auf, dass bei (näherungsweise lokalen) Dehnungsamplituden über 1 % ( $N < 1000$ ) der Anriss nicht mehr an der Nahtkerbe, sondern im Grundwerkstoff auftritt und die Unterschiede in der Lebensdauer zwischen bearbeiteter und unbearbeiteter Naht dann sehr gering waren.

Um dieses Verhalten besser zu verstehen, wurden an zwei weiteren kleinen Versuchsreihen mit vergleichbaren Proben optische Dehnungsmessungen unter zyklischer, elastisch-plastischer Beanspruchung durchgeführt sowie eine Vielzahl weiterer Untersuchungen an den Proben vorgenommen. So wurden Vollflächen-Härtemessungen im Nahtbereich ausgewertet und metallurgische Untersuchungen durchgeführt – jeweils vor und nach zyklischer Beanspruchung und auch an wenigen spannungsarmgeglühten Proben. Es konnte festgestellt werden, dass sich die Härteverteilung nach zyklischer Beanspruchung in Abhängigkeit von der Höhe der Beanspruchung mitunter sehr deutlich von der Verteilung im Ausgangszustand unterscheidet. Außerdem konnte nach dem Versuch Martensit in Bereichen der Randschicht und besonderes konzentriert um Risse entdeckt werden. Der Vergleich der Härteverteilung vor und nach dem Spannungsarmglühen wurde durchgeführt, um Effekte der Eigenspannungen auf die Härte, wie sie von Gibmeier [38] beschrieben werden, zu untersuchen. Nach dem Spannungsarmglühen wurden insbesondere rechts und links der Nahtwurzel leicht geringere Härten gemessen. Desweiteren wurde die Rauigkeit der Probenoberfläche gemessen; hier ergaben sich Werte, die gemäß Literatur [15] die Lebensdauer um den Faktor 3 bzw. 4 (beschlossene bzw. unbeschlossene Oberfläche) reduzieren. Um den Einfluss des Werkstoffs von dem der Geometrie in späterer Finite-Elemente-Simulation klar trennen zu können, wurden die Proben vor den Versuchen (im Nahtbereich sogar mit einer extrem hohen Auflösung) gescannt und vermessen. Die Kerben waren zum Teil sehr scharf mit Ausrundungsradien bis zu 0,06 mm (minimal) und Nahtanstiegswinkeln bis zu 52° (maximal). Die optischen Dehnungsmessungen machten sichtbar, dass bei hoher elastisch-plastischer Beanspruchung die höchsten Dehnungsschwingbreiten trotz Nahtkerbe im Grundwerkstoff an der Stelle des späteren Anrisses liegen.

Ziel begleitender Finite-Elemente-Simulationen war es, die gemessene Dehnungsverteilung im

Modell abbilden und damit auch den Anriss indizieren zu können. Da dies mit homogener Modellierung des Werkstoffs nicht möglich war, galt es, die Werkstoffinhomogenität realitätsnah zu erfassen.

Aus der Literatur sind verschiedene methodische Herangehensweisen zur Bestimmung zyklischer Werkstoffkennwerte bekannt. Allerdings konnten zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurven an Schweißnähten bzw. allgemein an mit Werkstoffinhomogenitäten behafteten Bauteilen bislang noch nicht mit zur Abbildung der realen Beanspruchung benötigter Lokalität bestimmt werden. So entstand die Herausforderung, ein Verfahren zu entwickeln, das genau dazu in der Lage ist. Das entwickelte Verfahren stützt sich auf Grundlagen der Parameteridentifikation. Denn ein Vergleich bekannter Methoden zur Bestimmung zyklischer Werkstoffkennwerte machte deutlich, dass die Parameteridentifikation aufgrund ihres mechanisch-theoretischen Ansatzes am besten geeignet ist, das vorliegende Problem zu lösen. Potentielle Alternativen wie die Prüfung von Mikroproben aus der Naht als auch die Nutzung der Synchrotrondiffraktometrie (zur Ermittlung des elastischen Dehnungsanteils und des Fließbeginns lokaler Werkstoffbereiche) sind sehr aufwendig oder sie stellen nur eine grobe Näherung dar, wie die Korrelationsmethoden zur Abschätzung zyklischer Werkstoffparameter, die zudem häufig an ihre Anwendungsgrenzen stoßen. Auf bestehende Methoden der Parameteridentifikation konnte allerdings nicht zurückgegriffen werden. Denn die Anwendung herkömmlicher Optimierungsverfahren zur Bestimmung von mehreren hundert lokalen Werkstoffparametern hätte eine genauso große Anzahl an Finite-Elemente-Berechnungen nach sich gezogen nur um einen neuen Parametersatz für die nächste Iteration zu ermitteln. Auch die Anwendung der „Virtual Fields Method“, einer weiteren Methode zur Lösung des sogenannten inversen Problems, die ohne begleitende FE-Simulationen auskommt, führte unter elastisch-plastischer Beanspruchung noch nicht zum gewünschten Erfolg. Ansonsten konnten an Schweißnähten bislang nur unter groben Vereinfachungen und nicht zutreffenden Annahmen Werkstoffparameter ermittelt werden – z.B. für wenige, vordefinierte Zonen unter Annahme konstanter Werkstoffe und Spannungen über den Querschnitt.

Das in dieser Arbeit vorgestellte, entwickelte Verfahren ist in der Lage, auf Basis optisch gemessener Dehnungsschwingbreiten eine Parameteridentifikation für eine beliebige Anzahl lokaler, zyklischer Spannungs-Dehnungs-Kurven innerhalb weniger Iterationen durchzuführen. Die Position der Zonen unterschiedlicher Festigkeit muss im Vorhinein nicht bekannt sein; die Zonen werden automatisch ermittelt. Die Parameteridentifikation ist dadurch genauso lokal möglich, wie es die zugrunde gelegten Ergebnisse aus optischer Dehnungsmessung aufgrund der Position und Anzahl an Messpunkten erlauben.

Die Güte der mithilfe des Verfahrens identifizierten Werkstoffparameter wurde an Testbeispielen überprüft, bei denen die Lösung gegeben war (d.h. die gesuchten Werkstoffparameter). Bei den meisten Beispielen konnten die zyklischen Werkstoffparameter  $K'$  (und ggf.  $n'$ ) nach fünf bis zehn Iterationen ermittelt werden. Lediglich für den Fall, dass um den Auswertebereich, in dem die Parameteridentifikation erfolgt, rein elastische Dehnungen über den gesamten Querschnitt vorliegen, konnten die Werkstoffparameter auch nach 50 Iteration nur näherungsweise bestimmt werden. Denn diese Konstellation entspricht einer näherungsweisen Verschiebungssteuerung über den gesamten (!) Querschnitt, bei der eine Parameteridentifikation ganz allgemein nicht bzw. nur bei zusätzlicher Kenntnis der auf den betreffenden Werkstoff im Querschnitt wirkenden Kraft durchführbar ist; die genannte Voraussetzung ist in der vorliegenden Anwendung jedoch nicht gegeben. Eine lokale Verschiebungssteuerung oder die Vorgabe von Verschiebungen in einiger Entfernung zum Auswertebereich ist hingegen unproblematisch für eine erfolgreiche Parameteridentifikation. Außerdem sind die unter Kraftkontrolle ermittelten Parameter durchaus in verschiebungskontrollierten Fällen anwendbar. Der Einfluss der Werkstofffestigkeiten auf die lokale Beanspruchung sollte dann aber automatisch geringer ausfallen.

Die programmtechnische Umsetzung des Verfahrens erfolgte in der kommerziellen Software

*Abaqus*; das Verfahren wurde dort in Form mehrerer Python-Codes implementiert. Die Parameteridentifikation erfolgt vollautomatisiert. Der Anwender muss vor Programmstart lediglich ein Basismodell mit Geometrie und Randbedingungen des Bauteils in *Abaqus CAE* bereitstellen und die gemessenen Dehnungen als Datei hinterlegen. Außerdem gibt der Anwender die Programmvariablen vor, mit denen die Parameteridentifikation durchgeführt werden soll (Werkstoffparameter bei Iterationsstart, Elementgröße, Anzahl an Elementen entlang einer Werkstoffzone etc.).

Das Verfahren wurde schließlich auch auf die zu Beginn der Arbeit untersuchten Stumpfnähte angewendet. Unter Berücksichtigung der damit indentifizierten Werkstoffe konnte die gemessene Verteilung der Dehnungsschwingbreiten abgebildet und der Anrissort indiziert werden. Außerdem konnten aus der Anwendung des Verfahrens neben der Information über die lokalen Werkstofffestigkeiten folgende weitere Erkenntnisse gewonnen werden:

- Die  $R'_{p0,2}$ -Verteilung der ermittelten zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven zeigte eine deutliche Korrelation zu den Härten im Ausgangszustand (d.h. vor zyklischer Beanspruchung). Die von Gibmeier [38] beschriebene zusätzliche Korrelation der Härte zu den Eigenspannungen, die auch nach dem Freischneiden der Proben aus dem Rohr immer noch als Resteigenspannungen in der Naht vorhanden sind, konnte gegenüber der Härte-Festigkeits-Korrelation als vernachlässigbar angesehen werden. Die Härteverteilung im Ausgangszustand kann somit auch bei Schweißnähten als Indikator für die Festigkeitsverteilung dienen. Auf Basis dieser Erkenntnisse konnte eine Korrelationsfunktion (Polynom 1. Grades) zwischen der Härte und der zyklischen Dehngrenze  $R'_{p0,2}$  für die vorliegenden Nähte bestimmt werden. Bei Annahme eines konstanten Elastizitätsmoduls  $E = 195000$  MPa und eines konstanten Verfestigungsexponenten  $n' = 0,2$  – was in guter Näherung als zutreffend angesehen werden konnte – ist dann auch die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve eindeutig definiert. Der Koeffizient, der den linearen Anteil der Korrelationsfunktion beschreibt, ist allerdings deutlich größer als Koeffizienten, die sich bei Anwendung bekannter Abschätzformeln ergeben würden. Die extrem hohen Werkstofffestigkeiten, die um die Nahtwurzel bis zu den mittleren Lagen der Naht ermittelt wurden, hätten mit bislang zur Verfügung stehenden Abschätzformeln nicht bestimmt werden können.  
Für Werkstoffe, deren Kennwerte außerhalb des Gültigkeitsbereichs bestehender Formeln liegen, können nun (auch bei homogenem Werkstoff) mithilfe des Verfahrens leicht neue Formeln entwickelt werden.
- Zwar konnten in einem sehr kleinen Bereich direkt an der Nahtwurzel aufgrund nahezu rein elastischer Beanspruchung keine elastisch-plastischen Werkstoffparameter bestimmt werden. Auf Basis der Härteverteilung und der beobachteten Härte-Festigkeits-Korrelation ist jedoch bekannt, dass hier die höchsten (zyklischen) Festigkeiten vorliegen; sie nehmen ausgehend von der Wurzel radial zum Grundwerkstoff und den Decklagen hin bis auf das Festigkeitsniveau des Grundwerkstoffs ab. Diese Ergebnisse sind in Übereinstimmung mit dem Grundlagenwissen aus Schulze [119]. Eine Verfestigung durch den Schweißprozess im Bereich um die Nahtwurzel ist demnach typisch bei Mehrlagenschweißungen austenitischer Stähle.
- Da das Verfahren mit lokalen Beanspruchungspfaden (Hysteresenästen) arbeitet, können die Werkstoffparameter für jedes Schwingspiel separat bestimmt werden. So ist es möglich, das transiente Werkstoffverhalten, d.h. die zyklische Ver- und Entfestigung des Werkstoffs zu erfassen. In der Arbeit wurde eine Probe auf ihr transientes Verhalten untersucht, bei der sich deutliche Veränderungen in der Härteverteilung nach dem Versuch (der noch vor Auftreten eines Anriss abgebrochen wurde) gezeigt hatten. Sie war auch die einzige Probe, bei der Veränderungen in der Dehnungsverteilung wahrnehmbar waren. Auf Basis des letzten Schwingspiels des Versuchs konnte aber nur eine mäßige Entfestigung im Bereich um die Nahtwurzel festgestellt werden; eine starke Verfestigung in Bereichen, die durch

hohe Dehnungsamplituden beansprucht wurden – wie bei Versuchen an Proben aus reinem Grundwerkstoff beobachtet – hingegen nicht. Das transiente Verhalten der Naht kann für die hier untersuchten Fälle vereinfachend als vernachlässigbar angesehen werden.

- Die Härteverteilung nach zyklischer Beanspruchung korreliert nicht mit der Festigkeitsverteilung. Vielmehr ist dann die Verteilung der Dehnungsschwingbreiten in der Härteverteilung zu erkennen. Die Härteverteilung nach zyklischer Beanspruchung ist somit ungeeignet, um transientes Verhalten zu erfassen.
- Aus der Mikrostruktur, d.h. aus den im Schliff erkennbaren Zonen (Grundwerkstoff, Wärmeeinflusszone bzw. Grobkornzone und Schweißgut) der vorliegenden Nähte konnten keinerlei Rückschlüsse über die Festigkeitszonen der Naht gezogen werden können. Der Anriss trat auch bei keiner der Nähte an Werkstoffgrenzen oder „metallurgischen Kerben“ auf, sondern immer an Stellen höchster Dehnungsamplituden, die bei hoher elastisch-plastischer Beanspruchung im Grundwerkstoff und bei etwas niedrigerer Beanspruchung an der geometrischen Kerbe lagen.

Singularitäten an Werkstoffgrenzen im Finite-Elemente-Modell entstehen aufgrund eines mathematischen Problems und bilden weder die Realität ab (bei Betrachtung makroskopischer Beanspruchungen) noch können sie hier als Erklärung für das Ermüdungsversagen dienen. Sie stellen in der Simulation dann kein Problem dar, wenn sie durch entsprechende Elementierung vermieden werden. Eine in dieser Arbeit gesondert zu diesem Thema durchgeführte Parameterstudie hat gezeigt, dass auch bei den größten hier beobachteten Festigkeitsunterschieden benachbarter Werkstoffe (Mismatch) und hohen Dehnungen von über 2 % unter Verwendung von bis zu acht Elementen entlang einer Werkstoffzone keine Singularität hervorrufen wird; bei niedrigerer Beanspruchung und/oder kleinerem Mismatchverhältnis kann auch mit mehr Elementen gearbeitet werden. Das Dehnungsfeld konnte auch bei (minimal) drei bis vier Elementen (entlang einer Werkstoffzone) noch sehr gut abgebildet werden.

- Als wesentliche Einflussgrößen auf die Kurzzeitfestigkeit der untersuchten Schweißverbindungen konnten die Werkstoffinhomogenität, die Probengeometrie und die Rauigkeit ausgemacht werden. Die Werkstoffinhomogenität und Probengeometrie beeinflussen die Dehnungsamplitudenverteilung und die maximale lokale Beanspruchung. Die Lebensdauer kann aber erst mithilfe eines Korrekturfaktors zur Berücksichtigung der Oberflächenrauigkeit zutreffend anhand von Werkstoff-Wöhlerlinien ermittelt werden. Nach Verwendung oben bereits genannter Rauigkeitsfaktoren (3 für die beschliffene bzw. 4 für die unbeschliffene Oberfläche) zur Korrektur der Lebensdauer<sup>1</sup> konnte diese bei Versagen im Grundwerkstoff anhand der für den diesen Werkstoff (1.4550) validierten Dehnungswöhlerlinie (z.B. KTA-Wöhlerlinie [59]) ermittelt werden.
- Aus den Untersuchungen wurde deutlich, dass die Nahtkerbe dieser Stumpfnähte bei hohen Dehnungsamplituden eine untergeordnete Rolle spielt. Da sich für die Proben mit bearbeiteter und mit unbearbeiteter Naht bei nahezu gleicher äußerer Lastamplitude vergleichbare lokale Beanspruchungen im Grundwerkstoff ergeben haben, könnte die Nahtgeometrie (Nahtüberhöhung) der unbearbeiteten Proben bei hohen Dehnungsamplituden vereinfachend vernachlässigt werden. Sollten auch kleinere Dehnungsamplituden auftreten, hat die Nahtkerbe einen entscheidenden Einfluss auf die Lebensdauer und muss berücksichtigt werden.

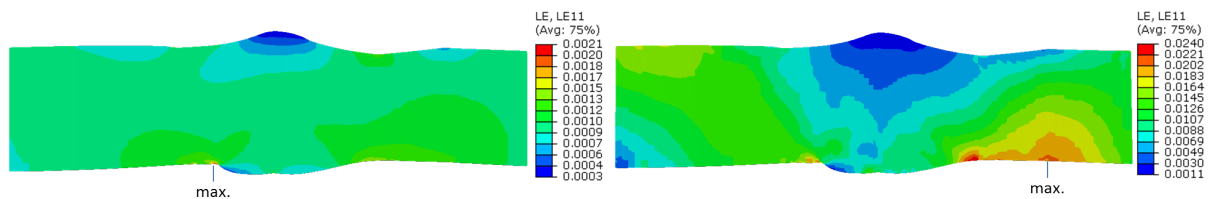
Umgekehrt könnte bei den unbearbeiteten Proben auch nur die Werkstoffinhomogenität vernachlässigt werden, im Wissen, dass die Ergebnisse dann konservativ sind. Dies wurde im Wöhlerdiagramm ersichtlich.

<sup>1</sup>...oder alternativ der Faktoren 1,3 für die beschliffene bzw. 1,4 für die unbeschliffene Oberfläche zur Korrektur der Dehnungsamplitude

Bei den bearbeiteten Nähten kann diese hingegen nicht vernachlässigt werden. Durch den Vergleich der lokalen Dehnungsamplituden einer bearbeiteten Naht mit und ohne Berücksichtigung der Werkstoffinhomogenität wurde ersichtlich, dass der in der im KTA-Regelwerk angegebene Faktor von 1,1 etwas zu niedrig ist; er lag hier bei 1,2.

Da in dieser Arbeit der Fokus auf dem Verhalten bei hohen Dehnungsamplituden lag und der Anriss bei den Probenreihen mit bekannter Werkstoffinhomogenität im Grundwerkstoff auftrat, konnte die Frage nach der Wirksamkeit der Kerbe ausgeblendet werden. Um eine zuverlässige Aussage im Kurz- und Zeitfestigkeitsbereich zu ermöglichen, ist die Kenntnis darüber aber unerlässlich.

Denn es ist sowohl aus den Versuchsergebnissen bekannt als auch anhand der Berechnungsergebnisse, die unter Berücksichtigung der Werkstoffinhomogenität erzielt wurden, nachvollziehbar, dass der Anriss bei niedriger zyklischer Beanspruchung an der Kerbe auftritt (Abbildung 8.1).



**Abbildung 8.1:** Verteilung der Dehnungsschwingbreiten im Bereich einer Schweißnaht unter Berücksichtigung der Werkstoffinhomogenität bei niedrigem Beanspruchungsniveau (links) und bei hohem Beanspruchungsniveau (rechts)

Bei nur lokal um die Kerbe auftretenden Plastizierungen und vergleichbaren Elastizitätsmoduln der Werkstoffzonen – was hier als zutreffend angesehen wird – kann keine Spannungsumlagerung auf Zonen höherer Festigkeit mehr erfolgen. Für diesen HCF-Bereich gibt es bereits gut funktionierende Methoden zur Berechnung der (gewichteten) wirksamen Kerbspannung, z.B. [52], die die Werkstoffinhomogenität jedoch vernachlässigen.

Es wird aber davon ausgegangen, dass es zwischen diesen zwei Extremen einen Bereich gibt, in dem der Anriss an der Kerbe auftritt, die Werkstoffinhomogenität aber dennoch eine Rolle spielt. Für diesen Fall können Untersuchungen zur Kerbwirksamkeit aber nur dann sinnvoll erfolgen, wenn auch die Werkstoffinhomogenität berücksichtigt wird.

In Abschnitt 5.2 wurde das Thema Kerbwirksamkeit bereits erörtert und ein Vorschlag zur Berücksichtigung der Mikrostützwirkung gemacht, der jedoch nicht validiert werden konnte. Auf Basis der nun vorliegenden Erkenntnisse, könnte die Werkstoffinhomogenität auch bei den Proben aus Serie V1 mit Anriss an der Nahtkerbe berücksichtigt werden (z.B. über eine Abschätzung auf Basis der Härteverteilung) und anschließend könnten Untersuchungen zur Erfassung von Mikrostützwirkung und ggf. statistischem Größeneinfluss erfolgen. Auf eine Modellierung von Werkstoffgrenzen im Bereich der Kerbe sollte im Sinne einer erfolgreichen Spannungsmitteilung über die Ersatzstrukturlänge  $\rho^*$  verzichtet werden.

Außerdem ist ungeklärt, welche Wöhlerlinie für die Ermittlung der Lebensdauer bei Anriss an der Kerbe zutreffend ist, da sich der dortige Werkstoff gemäß vorliegender Ergebnisse vom Grundwerkstoff unterscheiden sollte. Als Ansatz zur Ermittlung der Wöhlerlinie könnte der in Abschnitt 5.1.3 beschriebene Vorschlag von Medhurst gewählt werden. Aber auch eine Umwandlung etablierter Spannungswöhlerlinien in Dehnungswöhlerlinien – angelehnt an das Vorgehen von Saiprasertkit [111] – ist denkbar.

Desweiteren ist zu klären, mit welchem Ausrundungsradius und welcher Vernetzungsrichtlinie im Rahmen einer konzeptgebundenen Modellierung gearbeitet werden sollte.

Ein weiteres offenes Thema ist die thermomechanische Ermüdung von Schweißverbindungen. Da das vorgestellte Verfahren bei isothermen Umgebungsbedingungen grundsätzlich anwendbar ist, können nun die Werkstoffparameter auch bei hohen Temperaturen bestimmt werden, was anhand von Korrelationsfunktionen bislang nicht möglich war. Dazu werden einfach die Dehnungsfelder, die bei hoher Temperatur gemessen wurden, bei der Parameteridentifikation verwendet. Wie auch bei homogenem Werkstoff üblich, kann dann auf Basis der im Isothermen bei unterschiedlichen Temperaturen bestimmten Parameter eine thermomechanische Berechnung durchgeführt werden.

Zudem könnte das Verfahren nun auf eine Vielzahl weiterer Schweißverbindungen angewendet werden. Denn die Kenntnis über das Verhalten häufig eingesetzter Schweißverbindungen unter elastisch-plastischen Amplituden und die lokalen Werkstofffestigkeiten ist vor allem bei Entwicklung neuer Richtlinien, die ein Nachweiskonzept für ein breites Anwendungsgebiet bereitstellen und eine bessere Ausnutzung der Bauteile ermöglichen wollen, notwendig.

Nachdem nun bekannt ist, dass auch bei Schweißnähten eine Härte-Festigkeits-Korrelation existiert, könnten die Koeffizienten einer Korrelationsfunktion (z.B.  $K' = c_1 \cdot HV + c_0$  und  $n' = \text{const.}$ ) alternativ auch direkt auf Basis der gemessenen Dehnungsverteilung optimiert werden. Da es sich dann nur um wenige (hier: zwei) Variablen handelt, ist die Anwendung herkömmlicher Optimierungsmethoden problemlos möglich.

Bei anderen Schweißverbindungen könnte auch das transiente Werkstoffverhalten wieder mehr von Interesse sein. Sollten Ver- und Entfestigungsprozesse eine große Rolle spielen, macht es Sinn, die Veränderung in einem Materialmodell zu implementieren. Als Referenz bei der Optimierung der Modell-Parameter könnten dann die mithilfe des vorgestellten Verfahrens für einzelne Hysteresen ermittelten Werkstoffparameter dienen.

Sollte das transiente Verhalten auch nach Auftreten kleiner Risse noch von Interesse sein, müssten diese zur Parameteridentifikation im Modell abgebildet werden. Dies ist bisher auch noch nicht erfolgt.

Schließlich könnte das Verfahren auch zur Validierung der Ergebnisse von Schweißsimulationen genutzt werden.

# Literaturverzeichnis

- [1] ASME BOILER & PRESSURE VESSELS CODE: *Section III, Division 1, Subsection NH: Class 1 Components in Elevated Temperature Service. Rules for Nuclear Power Plant Components.* 2007
- [2] ASME BOILER & PRESSURE VESSELS CODE: *Section VIII, Division 2 - Alternative Rules, Rules for Construction of Pressure Vessels.* 2007
- [3] BASQUIN, O. : The exponential law of endurance tests. In: *Proc. ASTM* 10 (1910), S. 625–630
- [4] BÄUMEL, A. j. ; SEEGER, T. : Materials data for cyclic loading. In: *Supplement 1. Elsevier, Amsterdam* (1990)
- [5] BAYERLEIN, M. ; CHRIST, H.-J. ; MUGHRABI, H. : A critical evaluation of the incremental step test. In: RIE, K.-T. (Hrsg.): *Low cycle fatigue and elasto-plastic behaviour of materials* Bd. 2, Elsevier, 1987, S. 149–154
- [6] BAYERLEIN, M. ; CHRIST, H.-J. ; MUGHRABI, H. : Plasticity-induced martensitic transformation during cyclic deformation of AISI 304L stainless steel. In: *Material Science and Engineering A* 114 (1989), S. L11–L16
- [7] BAYLAC, G. ; KOPLEWICZ, D.: *EN 13445 “Unfired pressure vessels“, Background to the rules in Part 3 Design.* 2004
- [8] BOLLER, C. : *Der Einfluß von Probengröße und Oberflächenrauigkeit auf die Lebensdau-  
erabschätzungen bei Betrachtung der örtlichen Beanspruchungen*, TU Darmstadt, Institut  
für Stahlbau und Werkstoffmechanik, Dissertation, 1988
- [9] BORÓŃSKI, D. : Testing low-cycle material properties with micro-specimens. In: *Materials  
Testing* 57 (2015), Nr. 2, S. 165–170
- [10] BOSCH, A. ; LANG, E. ; BEIER, H. ; VORMWALD, M. ; LANGSCHWAGER, K. ; SCHOLZ, A. ;  
OECHSNER, M. : Ermüdungsnachweis für unbearbeitete und nachbearbeitete Schweißver-  
bindungen einschließlich thermozyklische, elastisch-plastische Beanspruchungen / Institut  
für Stahlbau und Werkstoffmechanik, Fachgebiet und Institut für Werkstoffkunde. 2014  
(17457 N). – Schlussbericht zum IGF-Vorhaben
- [11] BOSCH, A. ; RUDOLPH, J. ; VORMWALD, M. : Numerical Investigations of Seam Welds  
under Low Cycle Fatigue – Proposal for Lifetime Estimation and Recommendations for  
Design with Commonly Used Guidelines. In: *Proceedings of the ASME 2015 Pressure  
Vessels & Piping Conference.* Boston, USA, July 2015
- [12] BOSSELER, M. ; KLEUTER, B. : Bestimmung von FEM-Materialdaten für die Crashbe-  
rechnung von Elastomeren unter Berücksichtigung großer Zug- und Druckverformungen.  
In: *NAFEMS Online-Magazin* 29 (2014), Nr. 1, S. 75–82
- [13] BOYCE, B. ; REU, P. ; ROBINO, C. : The Constitutive Behavior of Laser Welds in 304L  
Stainless Steel Determined by Digital Image Correlation. In: *Metallurgical and Materials  
Transactions A* 37 (2006), August, S. 2481–2492



- 
- [14] ÇAM, G. ; ERİM, S. ; YENİ, c. ; KOÇAK, M. : Determination of Mechanical and Fracture Properties of Laser Beam Welded Steel Joints. In: *Supplement to the Welding Journal* (1999)
- [15] CHOPRA, O. K. ; SHACK, W. J.: Review of the Margins for ASME Code Fatigue Design Curve – Effects of Surface Roughness and Material Variability. 2002. – NUREG/CR-6815 ANL-02/39
- [16] CHRIST, H.-J. : *Wechselverformung von Metallen. Zyklisches Spannungs-Dehnungs-Verhalten und Mikrostruktur*. Springer-Verlag, 1991
- [17] CHUNG, K. ; LEE, W. ; KIM, D. ; KIM, J. ; CHUNG, K.-H. ; KIM, C. ; OKAMOTO, K. ; WAGONER, R. H.: Macro-performance evaluation of friction stir welded automotive tailor-welded blank sheets: Part I – Material properties. In: *International Journal of Solids and Structures* 47 (2010), S. 1048–1062
- [18] CLORMANN, U. : *Örtliche Beanspruchungen von Schweißverbindungen als Grundlage des Schwingfestigkeitsnachweises*, TU Darmstadt, Fachgebiet Werkstoffmechanik, Dissertation, 1986
- [19] CLORMANN, U. ; SEEGER, T. : Local stresses and strains in weldments as a basis of the proof of fatigue strength. In: RIE, K.-T. (Hrsg.): *Low cycle fatigue and elasto-plastic behaviour of materials* Bd. 2, Elsevier, 1987, S. 550–555
- [20] COFFIN, L. j.: A study of the Effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal. In: *Trans. ASME* 76 (1954), S. 931–950
- [21] CORRELATED SOLUTIONS: *Vic-3D 2010 Testing Guide*
- [22] CRUPI, V. ; FRICKE, W. ; FRIEDRICH, N. ; GUGLIELMINO, E. ; MUSUMECI, L. ; PAETZOLD, H. : Experimental and numerical analysis of the low-cycle fatigue behaviour of a web frame corner in ships. In: DVM (Hrsg.): *Seventh International Conference on Low Cycle Fatigue*, 2013, S. 477–482
- [23] DAO, M. ; CHOLLACOP, N. ; VAN VLIET, K. J. ; VENKATESH, T. A. ; SURESH, S. : Computational modeling of the forward and reverse problems in instrumented sharp indentation. In: *Acta mater.* 49 (2001), S. 3899–3918
- [24] DASSAULT SYSTÈMES SIMULIA CORP.: *Abaqus Theory Manual (6.12)*
- [25] DENNIS, J. ; SCHNABEL, R. : *Numerical Methods for Unconstrained Optimization and Nonlinear Equations*. Philadelphia : SIAM, 1996
- [26] DILTHEY, U. : *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2 – Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen*. 3., bearbeitete Auflage. Springer, 2005
- [27] DIN 50159-1: *Metallische Werkstoffe – Härteprüfung nach dem UCI-Verfahren – Teil 1: Prüfverfahren*. Januar 2015
- [28] DIN EN 10028: *Flacherzeugnisse aus Druckbehälterstählen – Teil 7: Nichtrostende Stähle*. November 2013
- [29] DIN EN 13445-3: *Unbefeuerte Druckbehälter – Teil 3: Konstruktion; Deutsche Fassung*. Dezember 2010
- [30] DIN EN 1993-1-9: *Eurocode 3: Bemessung und Konstruktion von Stahlbauten – Teil 1-9: Ermüdung; Deutsche Fassung EN 1993-1-9:2005 + AC:2009*. Dezember 2010

- [31] DIN EN 6892-1: *Metallische Werkstoffe – Zugversuch – Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur*. Dezember 2009
- [32] DIN EN ISO 4287: *Geometrische Produktspezifikation (GPS) – Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren – Benennungen, Definitionen und Kenngrößen der Oberflächenbeschaffenheit*. Juli 2010
- [33] DIN EN ISO 6947: *Schweißen und verwandte Prozesse - Schweißpositionen*. August 2011
- [34] DOERNER, M. F. ; NIX, W. D.: A method for interpreting the data from depth-sensing indentation instruments. In: *Journal of Materials Research* 1 (1986), Nr. 4, S. 601–609
- [35] DONG, P. ; PEI, X. ; XING, S. ; KIM, M. : A structural strain method for low-cycle fatigue evaluation of welded components. In: *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 119 (2014), S. 39–51
- [36] DÖRING, R. : *Zum Deformations- und Schädigungsverhalten metallischer Werkstoffe unter mehrachsiger nichtproportionaler zyklischer Beanspruchung*, Heft 78, Institut für Stahlbau und Werkstoffmechanik, Technische Universität Darmstadt, Diss., 2006
- [37] FKM-RICHTLINIE: *Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile aus Stahl, Eisenguss- und Aluminiumwerkstoffen*. 6., überarbeitete Ausgabe. 2012
- [38] GIBMEIER, J. : *Zum Einfluss von Last- und Eigenspannungen auf die Ergebnisse instrumentierter Eindringhärteprüfungen*, Universität Kassel, Dissertation, 2004
- [39] GÜHRING, J. : *3D-Erfassung und Objektrekonstruktion mittels Streifenprojektion*, Universität Stuttgart, Dissertation, 2002
- [40] HADAMARD, J. : *Lectures on Cauchy's Problem in Linear Partial Differential Equations*. New Haven : Yale University Press, 1923
- [41] HAHNENBERGER, F. ; SMAGA, M. ; EIFLER, D. : Fatigue behavior and phase transformation in austenitic steels in the temperature range  $-60^{\circ}\text{C} \leq T \leq 25^{\circ}\text{C}$ . In: *Procedia Engineering* 10 (2011), S. 625–630
- [42] HAIBACH, E. : *Betriebsfestigkeit: Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung*. Springer <https://books.google.de/books?id=XGfXN55mKlwC>. – ISBN 9783540293637
- [43] HANJI, T. ; PARK, J.-E. ; TATEISHI, K. : Low Cycle Fatigue Assessments of Corner Welded Joints based on Local Strain Approach. In: *International Journal of Steel Structures* 14 (2014), Nr. 3, S. 579–587
- [44] HEULER, P. ; SEEGER, T. : Rechnerische und experimentelle Lebensdauervorhersage am Beispiel eines geschweißten Bauteils. In: *Konstruktion* 35 (1983), Nr. 1, S. 21–26
- [45] HICKEL, H. ; WOHLFAHRT, H. ; MACHERAUCH, E. : *Zum Dauerschwingverhalten elektronenstrahl- und WIG-geschweißter Bleche des martensitaushärtbaren Stahl X 2 Ni-CoMo 18 8 5 / Deutscher Verlag für Schweißtechnik GmbH. Düsseldorf, 1973 (26). – DVS Berichte*
- [46] HIGASHIDA, Y. ; BURK, J. ; LAWRENCE, F. J.: Strain-controlled Fatigue Behavior of ASTM A36 and A514 Grade F Steels and 5083-0 Aluminium Weld Materials. In: *FCP – University of Illinois, Urbana* (1978)
- [47] HOBACHER, A. : *Recommendations for Fatigue Design of Welded Joints and Components, IIW-Document IIW-1823-07*. December 2008

- 
- [48] HOFFMANN, M. ; SEEGER, T. : Mehrachsige Kerbbeanspruchungen bei proportionaler Belastung. In: *Konstruktion* 38 (1986), Nr. 2, S. 63–70
- [49] HRABOWSKI, J. ; HERION, S. ; UMMENHOFER, T. : Kurzzeitfestigkeit von Schweißverbindungen aus höchst- und ultrahochfesten Stählen. In: *Stahlbau* 84 (2015), Nr. 9, S. 612–619
- [50] HVAL, M. ; THAULOW, C. ; LANGE, J. H. ; HØYDAL, S. H. ; ZHANG, Z. L.: Numerical Modeling of Ductile Fracture Behavior in Aluminium Weldments. In: *Welding Research Supplement* (1998), May, S. 208–217
- [51] JSMS: *Data Book on fatigue strength of metallic materials*. Japanese Society of Materials Science, 1998
- [52] KAFFENBERGER, M. : *Schwingfestigkeit von Schweißnahtenden und Übertragbarkeit von Schweißverbindungswohlerlinien*, Institut für Stahlbau und Werkstoffmechanik der Technischen Universität Darmstadt, Dissertation, 2012
- [53] KLOOS, K. : Einfluss des Oberflächenzustandes und der Probengröße auf die Schwingfestigkeitseigenschaften. In: *VDI-Bericht* (1976), Nr. 268
- [54] KLOOS, K. ; VELTEN, E. : Berechnung der Dauerschwingfestigkeit von plasmanitrierten bauteilähnlichen Proben unter Berücksichtigung des Härte- und Eigenspannungsverlaufs. In: *Konstruktion* 36 (1984), S. 181–188
- [55] KOTECKI, D. ; SIEWERT, T. : WRC-1992 Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metals. A Modification of the WRC-1988 Diagram. In: *Welding Journal* 71 (1992)
- [56] KRAMER, H. ; STARKE, P. ; KLEIN, M. ; EIFLER, D. : Cyclic hardness test PHYBAL<sub>CHT</sub> – Short-time procedure to evaluate fatigue properties of metallic materials. In: *International Journal of Fatigue* 63 (2014), S. 78–84
- [57] KROLOP, S. ; KRÄMER, D. : Die numerische Simulation inelastischen Werkstoffverhaltens und deren Bewertung anhand von Bauteilversuchen im Temperaturbereich unter 400°C / MPA Stuttgart. 1997. – Abschlussbericht, BMBF 1500955
- [58] KRUPP, U. ; WEST, C. ; CHRIST, H.-J. : Deformation-induced martensite formation during cyclic deformation of metastable austenitic steel: Influence of temperature and carbon content. In: *Materials Science and Engineering A* 481-482 (2008), S. 713–717
- [59] KTA 3201.2 2013-11: *Komponenten des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren; Teil 2: Auslegung, Konstruktion und Berechnung*
- [60] KTA 3211.2: *Druck- und aktivitätsführende Systeme außerhalb des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren, Teil 2: Auslegung, Konstruktion und Berechnung*. 1992
- [61] KÜHNAPFEL, K.-F. ; TROOST, A. : Näherungslösungen zur rechnerischen Ermittlung von Kerbdehnungen und Kerbspannungen bei elastoplastischer Beanspruchung. In: *Konstruktion* 31 (1979), Nr. 5, S. 183–190
- [62] LANDERSHEIM, V. ; JÖCKEL, M. ; EL DSOKI, C. ; BRUDER, T. ; HANSELKA, H. : Fatigue strength evaluation of linear flow split profile sections based on hardness distribution. In: *International Journal of Fatigue* 39 (2012), S. 61–67
- [63] LANG, E. : Identification of local cyclic stress-strain curves at material inhomogeneities on the basis of digital image correlation. In: *Mat.-wiss. u. Werkstofftechn.* 47 (2016), Nr. 10, 1-11. <http://dx.doi.org/10.1002/mawe.201600623>. – DOI 10.1002/mawe.201600623

- [64] LANG, E. ; RUDOLPH, J. ; BEIER, H. T. ; VORMWALD, M. : Low cycle fatigue behavior of welded components – a new approach; experiments and numerical simulation. In: ASME (Hrsg.): *Proceedings of the ASME 2012 Pressure Vessels & Piping Division Conference*. Toronto, Ontario, CANADA, 2012
- [65] LANG, E. ; RUDOLPH, J. ; BEIER, H. T. ; VORMWALD, M. : Development of a model for low-cycle fatigue assessment of 347 SS butt-welded joints. In: ASME (Hrsg.): *Proceedings of the ASME 2013 Pressure Vessels & Piping Division Conference*. Paris, France, 2013
- [66] LANG, E. ; VORMWALD, M. : *Verfahren und Vorrichtung zur Charakterisierung eines Bauteils*. <https://register.dpma.de/DPMAREGISTER/pat/register?AKZ=1020161089915>. Version: 2017
- [67] LEE, K.-S. ; SONG, J.-H. : Estimation method for strain-life fatigue properties from hardness. In: *International Journal of Fatigue* 28 (2006), S. 386–400
- [68] LEITÃO, C. ; GALVÃO, I. ; LEAL, R. ; RODRIGUES, D. : Determination of local constitutive properties of aluminium friction stir welds using digital image correlation. In: *Materials and Design* (2012)
- [69] LEMAITRE, J. ; CHABOCHE, J.-L. : *Mechanics of solid materials*. Cambridge University Press, 1990
- [70] LI, G. ; XU, F. ; SUN, G. ; LI, Q. : Identification of mechanical properties of the weld line by combining 3D digital image correlation with inverse modeling procedure. In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 74 (2014), Nr. 5, S. 893–905
- [71] LO, K. H. ; SHEK, C. H. ; LAI, J. K. L.: Recent developments in stainless steels. In: *Material Science and Engineering R* 65 (2009), S. 39–104
- [72] LOUËDEC, G. ; PIERRON, F. ; SUTTON, M. ; REYNOLDS, A. : Identification of the Local Elasto-Plastic Behavior of FSW Welds Using the Virtual Fields Method. In: *Experimental Mechanics* 53 (2013), S. 849–859
- [73] LUKÁŠ, P. ; KLESNÍL, M. ; POLÁK, J. : High cycle fatigue life of metals. In: *Mater. Sci. Eng.* 15 (1974), S. 235–245
- [74] MACHERAUCH, E. ; MAYR, P. : Strukturmechanische Grundlagen der Werkstoffermüdung. In: *Zeitschrift für Werkstofftechnik* 8 (1977), Nr. 7, S. 213–248
- [75] *Kapitel 19*. In: MAHNKEN, R. : *Encyclopedia of Computational Mechanics*. Bd. 2: *Identification of Material Parameters for Constitutive Equations*. Wiley, 2004, S. 637–655
- [76] MAIYA, P. S. ; BUSCH, D. E.: Effect of Surface Roughness on Low-Cycle Fatigue Behavior of Type 304 Stainless Steel. In: *Metallurgical Transactions A* (1975), September, Nr. 6, S. 1761–1766
- [77] MANGOLD, M. : *Experimentelle und numerische Untersuchungen zum Ermüdungsverhalten des austenitischen Werkstoffs 1.4550 bei thermischer und mechanischer Wechselbelastung*, Fakultät Energietechnik der Universität Stuttgart, Dissertation, 2000
- [78] MANSON, S. : Fatigue: a complex subject – some simple approximations. In: *Experimental Mechanics* 5 (1965), Nr. 7, S. 193–226
- [79] MARTINEZ, L. ; IMAKURA, K. ; PADILHA, A. : Influence of niobium on stacking-fault energy of all-austenitic stainless steel. In: *Steel Research* 63 (1992), Nr. 5, S. 221–223

- 
- [80] MASENDORF, R. : *Einfluss der Umformung auf die zyklischen Werkstoffkennwerte von Feinblech*, TU Clausthal, Dissertation, 2000
- [81] MASING, G. : Eigenspannungen und Verfestigung beim Messing. In: *Proc. of the 2nd Int. Congress of Applied Mechanics*, 1926, S. 332–335
- [82] MEDHURST, T. M.: *Zyklisches Verhalten metastabiler austenitischer Feinbleche in Abhängigkeit des Umformgrades*, Technische Universität Clausthal, Dissertation, 2014
- [83] MEGGIOLARO, M. ; CASTRO, J. : Statistical evaluation of strain-life fatigue crack initiation predictions. In: *International Journal of Fatigue* 26 (2004), S. 463–476
- [84] MITCHELL, M. R.: *Fundamentals of modern fatigue analysis for design: fatigue and microstructure*. Ohio : Metals Park, American Society for Metals, 1979
- [85] MORROW, J. : Cyclic plastic strain energy and fatigue of metals. In: *ASTM STP* 378 (1965), S. 45–87
- [86] MÜLLER-BOLLENHAGEN, C. : *Verformungsinduzierte Martensitbildung bei mehrstufiger Umformung und deren Nutzung zur Optimierung der HCF- und VHCF-Eigenschaften von austenitischem Edelstahlblech*, Universität Siegen, Dissertation, 2011
- [87] MURALIDHARAN, U. ; MANSON, S. S.: Modified universal slopes equation for estimation of fatigue characteristics. In: *Journal of Engineering Materials and Technology* 110 (1988), Nr. 1, S. 55–88
- [88] NAUBEREIT, H. ; WEIHERT, J. : *Einführung in die Ermüdungsfestigkeit: Ein Lehr- und Übungsbuch mit Beispielen und Aufgaben*. München, Wien : Hanser, 1999
- [89] NEUBER, H. : Über die Berücksichtigung der Spannungskonzentration bei Festigkeitsberechnungen. In: *Konstruktion* 20 (1968), Nr. 7, S. 245–251
- [90] OETTEL, H. (Hrsg.) ; SCHUMANN, H. (Hrsg.): *Metallografie. Mit einer Einführung in die Keramografie*. 15. 2011
- [91] OLIVER, W. ; PHARR, G. : An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. In: *Journal of Materials Research* 7 (1992), June, Nr. 6, S. 1564–1584
- [92] ONG, J. : An improved technique for the prediction of axial fatigue life from tensile data. In: *International Journal of Fatigue* 15 (1993), S. 213–219
- [93] PARK, J.-H. ; SONG, J.-H. : Detailed evaluation of method for estimation of fatigue properties. In: *International Journal of Fatigue* 17 (1995), Nr. 5, S. 365–373
- [94] PIERRON, F. ; GRÉDIAC, M. : *The Virtual Fields Method – Extracting Constitutive Mechanical Parameters from Full-field Deformation Measurements*. Springer, 2012
- [95] PRASAD REDDY, G. ; SANDHYA, R. ; VALSAN, M. ; BHANU SANKARA RAO, K. : High temperature low cycle fatigue properties of 316(N) weld metal and 316L(N)/316(N) weld joints. In: *International Journal of Fatigue* 30 (2008), S. 538–546
- [96] RADAJ, D. ; SONSINO, C. ; FRICKE, W. : *Fatigue Assessment of Welded Joints by Local Approaches*. 2. Woodhead Publishing, 2006
- [97] RADAJ, D. ; VORMWALD, M. : *Ermüdungsfestigkeit: Grundlagen für Ingenieure*. 3. neu bearbeitete und erweiterte Auflage. Springer-Verlag, 2007. – ISBN 9783540714590

- [98] RAHMAN, M. ; MAURER, W. ; ERNST, W. ; RAUCH, R. ; ENZINGER, N. : Calculation of hardness distribution in the HAZ of micro-alloyed steel. In: *Weld World* 58 (2014), S. 763–770
- [99] RAMBERG, W. ; OSGOOD, W. : Description of stress-strain curves by three parameters. In: *NACA Technical Note* (1943), Nr. 902
- [100] RAO, D. ; HEERENS, J. ; PINHEIRO, G. ; SANTOS, J. dos ; HUBER, N. : On characterisation of local stress-strain properties in friction stir welded aluminium AA 5083 sheets using micro-tensile specimen testing and instrumented indentation technique. In: *Materials Science and Engineering A* 527 (2010), S. 5018–5025
- [101] RCC-M: *Design and Construction Rules for Mechanical Components of PWR Nuclear Islands, Section 1: Subsection B, Class 1 Components*. 2007
- [102] REYNOLDS, A. ; DUVAL, F. : Digital Image Correlation for Determination of Weld and Base Metal Constitutive Behavior. In: *Welding Journal* 78 (1999), Nr. 10, S. 355–360
- [103] RICHARD, H. A. ; SANDER, M. : *Ermüdung: Erkennen, sicher beurteilen, vermeiden*. 2., erweiterte Auflage. Springer Vieweg, 2012
- [104] RIE, K.-T. ; LACHMANN, E. : Zum Größeneinfluß im Low-Cycle Fatigue Bereich. In: *Z. Werkstofftech.* 13 (1982), S. 244–253
- [105] RIEGER, A. : *Zur Parameteridentifikation komplexer Materialmodelle auf Basis realer und virtueller Testdaten*, Universität Stuttgart, Dissertation, 2005
- [106] ROESSLE, M. ; FATEMI, A. : Strain-controlled fatigue properties of steel and some simple approximations. In: *International Journal of Fatigue* 22 (2000), S. 495–511
- [107] RÖSLER, J. ; HARDERS, H. ; BÄKER, M. : *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. 1. Auflage. Wiesbaden: Teubner Verlag, 2003
- [108] RUDOLPH, J. : *Zum regelwerkskonformen Ermüdungsnachweis von Schweißverbindungen im Bereich der Druckgeräte- und Kraftwerkstechnik*. März 2015. – 6. Fachtagung "Bemessung und Konstruktion", SLV Halle GmbH
- [109] RUDOLPH, J. ; GÖTZ, A. ; HILPERT, R. : Regelwerkskonforme Bestimmung von Erschöpfungsgraden bei allgemeinen elasto-plastischen Finite-Elemente-Analysen – Teil 1. In: *Technische Sicherheit* 2 (2012), Nr. 7/8, S. 39–44
- [110] RUDOLPH, J. ; WILLUWEIT, A. ; BAUERBACH, K. ; BEIER, H. ; SCHLITZER, T. ; VORMWALD, M. ; SCHOLZ, A. : Numerische Simulation und experimentelle Charakterisierung des Ermüdungsrisswachstums unter thermozyklischer Beanspruchung / MPA Darmstadt, IFSW TU Darmstadt, AREVA. Darmstadt, Juni 2013 (BMBF-Vorhaben-Nr. 02NUK009D). – Abschlussbericht – Verbundprojekt: Thermische Wechselbeanspruchung. – 2013
- [111] SAIPRASERTKIT, K. ; HANJI, T. ; MIKI, C. : Fatigue strength assessment of load-carrying cruciform joints with material mismatching in low- and high-cycle fatigue regions based on the effective notch concept. In: *International Journal of Fatigue* 40 (2012), S. 120–128
- [112] SARANATH, K. ; RAMJI, M. : Local zone wise elastic and plastic properties of electron beam welded Ti-6Al-4V alloy using digital image correlation technique: A comparative study between uniform stress and virtual fields method. In: *Optics and Lasers in Engineering* 68 (2015), S. 222–234

- [113] SARANATH, K. ; SHARMA, A. ; RAMJI, M. : Zone wise local characterization of welds using digital image correlation technique. In: *Optics and Lasers in Engineering* 63 (2014), S. 30–42
- [114] SCHINDLER, H. : *Mechanische Verfahren zur Bestimmung von Eigenspannungen*. – Vorlesung "Mechanische Werkstoffprüfung", Teil 2/3, ETH D-Werk
- [115] SCHOLTES, B. ; ZINN, W. ; ILG, U. ; BACKFISCH, W. ; GIBMEIER, J. ; KIRCH, D. : Untersuchungen einer mehrlagigen Schweißnaht eines dickwandigen Rohres aus dem austenitischen Stahl X6 CrNiNb 18 10. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 37 (2006), Nr. 11, S. 947–959
- [116] SCHÖNBORN, S. ; NITSCHKE-PAGEL, T. : Einflussgrößen auf die Lage des Abknickpunktes der Wöhlerlinie für den Schwingfestigkeitsnachweis von Schweißverbindungen / LBF Darmstadt und ifs Braunschweig. 2014. – Schlussbericht zum IGF-Vorhaben
- [117] SCHOSS, V. : *Martensitische Umwandlung und Ermüdung austenitischer Edelstähle, Gefügeveränderungen und Möglichkeiten der Früherkennung von Ermüdungsschädigungen*, Fakultät für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie der Technischen Universität Bergakademie Freiberg, Dissertation, 2001
- [118] SCHULER, X. ; HERTER, K.-H. ; RUDOLPH, J. : Derivation of design fatigue curves for austenitic stainless steel grades 1.4541 and 1.4550 within the german nuclear safety standard KTA 3201.2. In: ASME (Hrsg.): *Proceedings of the ASME 2013 Pressure Vessels & Piping Division Conference*. Paris, France, 2013
- [119] SCHULZE, G. : *Die Metallurgie des Schweißens, Eisenwerkstoffe – Nichteisenmetallische Werkstoffe*. 4., neu bearbeitete Auflage. Springer, 2010
- [120] SEEGER, T. : *Erfassung von Oberflächen-, Randschicht-, Eigenspannungs- und Größeneinflüssen beim Örtlichen Konzept*. – aus den Weiterbildungsunterlagen des Fachgebiets Werkstoffmechanik der Technischen Universität Darmstadt
- [121] SEEGER, T. : Grundlagen für Betriebsfestigkeitsnachweise. In: *Stahlbau-Handbuch* 1, Teil B (1996), S. 5–123
- [122] SEEGER, T. ; GREULING, S. ; BRÜNING, J. ; LEIS, P. ; SONSINO, C. ; RADAJ, D. : Bewertung lokaler Berechnungskonzepte zur Ermüdungsfestigkeit von Punktschweißverbindungen / TU Darmstadt Fachgebiet Werkstoffmechanik und Fraunhofer-Institut für Betriebsfestigkeit (LBF) in Darmstadt. 2005 (196). – FAT-Schriftenreihe
- [123] SEEGER, T. ; HEULER, P. : Generalized Application of Neuber's Rule. In: *Journal of Testing and Evaluation* 8 (1980), Nr. 4, S. 199–204
- [124] SEIBEL, T. ; BECK, T. : Influence of specimen size and grain orientation on the LCF crack initiation life of a conventionally cast Ni superalloy. In: DVM (Hrsg.): *Seventh International Conference on Low Cycle Fatigue*, 2013, S. 121–126
- [125] SESTER, M. ; CHAUVOT, C. ; WESTERHEIDE, R. ; HEILMANN, A. ; LENGNICK, M. ; HOFFMEYER, J. ; SEEGER, T. : Erfassung und Bewertung von Schädigungsmechanismen in austenitischen Kraftwerkskomponenten unter mechanischer und thermozyklischer Belastung / Fraunhofer Institut für Werkstoffmechanik Freiburg und FG Werkstoffmechanik der TU Darmstadt. 2000 (IWM-Bericht T12/2000). – Abschlussbericht
- [126] SIEBEL, E. ; GAIER, M. : Untersuchungen über den Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit auf die Dauerfestigkeit metallischer Bauteile. In: *VDI-Z* (1956), Nr. 98, S. 1751–1774

- [127] SMAGA, M. ; WALTHER, F. ; EIFLER, D. : Deformation-induced martensitic transformation in metastable austenitic steels. In: *Material Science & Engineering A* (2008), S. 394–397
- [128] SONSINO, C. ; GRUBISIC, V. : Kurzzeitschwingfestigkeit von duktilen Stählen unter mehrachsiger Beanspruchung. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 15 (1984), S. 378–386
- [129] SONSINO, C.M. ; DILGER, K. ; KASSNER, M. (Hrsg.) ; DVS-Forschungskolloquium in Braunschweig (Veranst.): *Festigkeit geschweißter Bauteile, Anwendbarkeit lokaler Nachweiskonzepte bei Schwingbeanspruchung*. Bd. 256. 2009 (DVS-Berichte)
- [130] STERTHAUS, J. : *Parameteridentifikation an metallischen Werkstoffen basierend auf numerischen Simulationen und instrumentierter Eindringprüfung*, Technische Universität Berlin, Dissertation, 2008
- [131] STOUT, K. : Surface roughness – measurement, interpretation and significance of data. In: *Materials & Design* 2 (1981), September, Nr. 5, S. 260–265
- [132] SUTTON, M. ; ORTEU, J. ; SCHREIER, H. : *Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements: Basic Concepts, Theory and Applications*. Springer US <https://books.google.de/books?id=AlkqMxpQMLsC>. – ISBN 9780387787473
- [133] SUTTON, M. ; YAN, J. ; AVRIL, S. ; PIERRON, F. ; ADEEB, S. : Identification of Heterogeneous Constitutive Parameters in a Welded Specimen: Uniform Stress and Virtual Fields Methods for Material Property Estimation. In: *Experimental Mechanics* 48 (2008), S. 451–464
- [134] SUTTON, M. A.: Digital Image Correlation for Shape and Deformation Measurements. In: *Springer Handbook of Experimental Solid Mechanics* (2008), S. 565–600
- [135] TOMASELLA, A. ; DSOKI, C. el ; HANSELKA, H. ; KAUFMANN, H. : A Computational Estimation of Cyclic Material Properties Using Artificial Neural Networks. In: *Engineering Procedia* 10 (2011), S. 439–445
- [136] TOMASELLA, A. ; LANDERSHEIM, V. ; WATERKOTTE, R. ; KAUFMANN, H. ; HANSELKA, H. : Fatigue assessment of a work hardened planet carrier. In: DVM (Hrsg.): *Seventh International Conference on Low Cycle Fatigue*, 2013, S. 339–344
- [137] TSCHUNCKY, R. ; ALTPETER, I. ; HÄLLEN, K. ; DOBMANN, G. ; BOLLER, C. ; SORICH, A. ; SMAGA, M. ; EIFLER, D. : Schadensfrüherkennung an thermozyklisch beanspruchten austenitischen Werkstoffen. In: *DGZfP-Jahrestagung*, 2011
- [138] VORMWALD, M. : *Anrisslebensdauervorhersage auf der Basis der Schwingbruchmechanik für kurze Risse*, TU Darmstadt, Institut für Stahlbau und Werkstoffmechanik, Dissertation, 1989
- [139] WÄCHTER, M. : *Zur Ermittlung von zyklischen Werkstoffkennwerten und Schädigungsparameterwöhlerlinien*, Technische Universität Clausthal, Dissertation, 2016
- [140] WANG, R.-J. ; SHANG, D.-G. : Low-cycle fatigue life prediction of spot welds based on hardness distribution and finite element analysis. In: *International Journal of Fatigue* 31 (2009), S. 508–514
- [141] WINKELBACH, S. ; MOLKENSTRUCK, S. ; WAHL, F. : Low-Cost Laser Range Scanner and Fast Surface Registration Approach. In: *DAGM 2006. Lecture Notes in Computer Science 4174*, Springer, 2006, S. 718–728



- [142] WORKOWSKI, M. ; NITSCHKE-PAGEL, T. ; DILGER, K. : Load induced inhomogeneous plastic deformations in welded aluminium joints. In: *Weld World* 58 (2014), S. 529–538
- [143] WORKOWSKI, M. ; NITSCHKE-PAGEL, T. ; DILGER, K. : Dehnungsverhalten geschweißter hochfester Aluminiumwerkstoffe unter Zugbelastung. In: *31. Assistentenseminar Füge- und Schweißtechnik* Bd. 270, DVS Media GmbH, 2010 (DVS-Berichte)
- [144] YE, D. ; MI, F. ; LIU, J. ; XU, Y. ; CHEN, Y. ; XIAO, L. : Use of instrumented indentation testing to study local mechanical properties of 304L SS welded joints susubject to low-cycle fatigue loadings. In: *Material Science & Engineering A* 564 (2013), S. 76–84

# Abbildungsverzeichnis

2.1	Hysterese . . . . .	6
2.2	Memory-Effekte nach [121] . . . . .	6
2.3	Zyklische Ver- und Entfestigung (links), Zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve (rechts) nach [97] . . . . .	7
2.4	Spannungs-Wöhlerlinie nach [97] . . . . .	9
2.5	Dehnungs-Wöhlerlinie nach [97] . . . . .	10
3.1	Rohrabschnitte mit stumpfgeschweißter Umfangsnaht: unbearbeitet/ „wie geschweißt“ und bearbeitet/ beschliffen (aus Rohr 2, exemplarisch); Quelle: IfW Darmstadt . . . . .	14
3.2	Zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve für den Werkstoff 1.4550 aus dem BMBF-Bericht [110] mit den 23 zugrunde liegenden Versuchsdaten (Chargen aRF und aRH) sowie den 7 neuen Versuchsdaten (Rohr 2) aus dem AiF-Vorhaben [10] – Versuchsdaten und Werkstoffkennwerte ermittelt am IfW . . . . .	15
3.3	Nahtvorbereitung, Maße in mm; Quelle: AREVA NP GmbH . . . . .	16
3.4	Nahtbereiche aus zwei verschiedenen Rohren (links und rechts) mit unterschiedlichen Nahtbreiten, Nahthöhen und Winkelverzügen . . . . .	17
3.5	Aufbau der Schweißungen – 2 Varianten, Maße in mm; Quelle: AREVA NP GmbH . . . . .	17
3.6	Schaefflerdiagramm und Einordnung der vorliegenden Gefüge . . . . .	18
3.7	Technische Zeichnung der Proben, Maße in mm; Quelle: AREVA NP GmbH . . . . .	19
3.8	Fotos der Proben aus dem Rohr 1 mit unbearbeiteter und mit nachbearbeiteter Naht (exemplarisch) . . . . .	20
3.9	DAVID® 3D Laserscanner – Messaufbau . . . . .	21
3.10	Laser-Triangulation [141] . . . . .	21
3.11	Polygonnetz einer Probe (exemplarisch) . . . . .	21
3.12	3D-Scanner OptoTOP HE – Messaufbau . . . . .	22
3.13	Streifenprojektion mit unterschiedlicher Linienanzahl (exemplarisch) [52] . . . . .	23
3.14	Prinzipskizze zur räumlich-zeitlichen Kodierung der sogenannten Korrespondenzinformation [39] . . . . .	23
3.15	Scan der Nahtgeometrie – original (links) und komprimiert (rechts), jeweils als Polygonnetz und in gerendeter Darstellung . . . . .	24
3.16	Unkomprimiertes und komprimiertes Netz im Bereich der Nahtkerbe . . . . .	24
3.17	Geometrieparameter (links), die an den Schnittebenen der unkomprimierten Scans (rechts) gemessen wurden . . . . .	25
3.18	Definition des Kerbradius' . . . . .	25
3.19	Gemessene Radien mit zugehörigen Nahtanstiegswinkeln (an Kerbe 1, Naht N1) . . . . .	26
3.20	Spannungs-Dehnungs-Kurven aus den Zugversuchen . . . . .	27
3.21	Bruchbilder nach dem Zugversuch: Naht unbearbeitet (oben), Naht bearbeitet (unten) . . . . .	28
3.22	Versuchsaufbau – servohydraulische Prüfmaschine mit eingebauter Probe . . . . .	28
3.23	Idealisierte Probe mit den im Versuch relevanten Bereichen . . . . .	29
3.24	Anrissorte der Proben bei 0,3 % und 0,4 % (lokal geregelter) Dehnungsamplitude . . . . .	31
3.25	Anrissorte der Proben bei 1,5 % und 2,0 % (lokal geregelter) Dehnungsamplitude . . . . .	31
3.26	Versuchsergebnisse und (Anriss-)Dehnungswöhlerlinien der Proben mit unbearbeiteter und mit nachbearbeiteter Naht . . . . .	32

3.27	Bruchflächen und zugehörige Versagenorte der Proben (exemplarisch); Quelle der Fotos: <i>PhM</i> . . . . .	33
3.28	Eigenspannungsverlauf zwischen Grundwerkstoff und Schweißnaht im Bereich der mittleren Lagen in Probenlängsrichtung [10] . . . . .	34
3.29	Schliffbilder je einer Naht aus Schweißung N1 (unbearbeitet, links) und aus Schweißung N2 (bearbeitet, rechts) – unbelasteter Zustand, Decklagen oben . . . . .	36
3.30	Schliffbilder je einer Naht aus Schweißung N1 (Rohr 1, links) und aus Schweißung N7 (Rohr 2, rechts) . . . . .	36
3.31	Schliffbild des Nahtbereichs einer unbelasteten Probe (V1), angeätzt mit Beraha-I . . . . .	37
3.32	Gefügezonen: Feinkörniger Austenit / Grobkornzone / Schweißgut (links), epitaktisches Wachstum des Schweißguts als Folge der heterogenen Keime des aufgeschmolzenden Grundwerkstoffs und dendritische Erstarrung ins Schweißgutinnere; interdendritischer Ferrit in schwarz erkennbar (rechts) . . . . .	37
3.33	Reale Wärmeeinflusszone über die Grobkornzone hinaus – hier sichtbar am rekristallisierten, zuvor martensitischen Gefüge . . . . .	37
3.34	Martensit mit nadelförmiger Struktur in oberflächennahen Bereichen (oben), an Rissen sowie Stellen sonstiger Beanspruchungskonzentration (Mitte); kein Martensit bzw. nur Randschicht-Martensit im Bereich der Nahtwurzel (unten) . . . . .	38
3.35	Schliffbild des Nahtbereichs einer unbelasteten spannungsarmgeglühten Probe (V1) . . . . .	39
3.36	Bereich um die Schmelzgrenze vor (links) und nach dem Spannungsarmglühen (rechts) . . . . .	39
3.37	Schliffbild des Nahtbereichs einer spannungsarmgeglühten Probe nach dem Versuch (V4-007); Gefüge im Bereich des Risses (rechts) . . . . .	40
3.38	Kontrollhärtemessungen zur Überprüfung der Vergleichbarkeit der Geesthachter Messungen (hier: Abstand Messpunkte $d=0,4\text{ mm}$ ) mit den Braunschweiger Messungen (Abstand Messpunkte $d=0,15\text{ mm}$ ) . . . . .	41
3.39	Schematischer Aufbau einer UCI-Sonde [27] . . . . .	41
3.40	Härteverteilung im Ausgangszustand (unbelastet). Messungen aus Braunschweig ( $d=0,15\text{ mm}$ ) links, Messungen aus Geesthacht ( $d=0,4\text{ mm}$ ) rechts . . . . .	43
3.41	(Unbelastete) Probe aus Serie V1 vor und nach dem Spannungsarmglühen, Braunschweiger Messung links ( $d=0,15\text{ mm}$ ) und Geesthachter Messung rechts ( $d=0,4\text{ mm}$ ) . . . . .	44
3.42	Proben der Serie V4 im Ausgangszustand (links), nach mehreren Zyklen mit elastisch-plastischen Dehnungsamplituden – lokal bis zu $\varepsilon_{a,\max} = 1,2\%$ (Mitte), spannungsarmgeglüht nach mehreren Zyklen mit elastisch-plastischen Dehnungsamplituden – lokal bis zu $\varepsilon_{a,\max} = 2\%$ (rechts); Geesthachter Messungen mit $d=0,4\text{ mm}$ . . . . .	44
3.43	Proben nach dem Versuch – einstufig getestet auf unterschiedlichem Beanspruchungsniveau . . . . .	45
3.44	Oberflächenrauigkeit im beschliffenen Bereich (links) sowie im unbeschliffenen, rauen Bereich (rechts) . . . . .	46
3.45	Lastfolgen der Mehrstufen-Versuche . . . . .	48
3.46	Kalibrierplatte aus dem Blickwinkel beider Kameras . . . . .	49
3.47	Probe mit Specklemuster; rechts: vergrößerter Ausschnitt des Specklemusters . . . . .	49
3.48	Versuchsaufbau: Beleuchtung, Kamerasystem zur Digitalen Bildkorrelation, Mikroskop (zur Rissdetektion) sowie eingespannte Probe mit Speckle-Muster und angesetztem Wegaufnehmer . . . . .	50
3.49	Raster für die Berechnung des Verschiebungsfeldes nach [21] . . . . .	51
3.50	Grauwertintensitäten in einem <i>subset</i> : a) diskrete Darstellung, b) diskrete 3-dimensionale Darstellung, c) bi-linear interpoliert, d) kubisch interpoliert [134] . . . . .	52
3.51	Lokale Verschiebungen in einem <i>subset</i> [134] (links) und Nachverfolgung eines <i>subsets</i> über das Specklemuster [21] (rechts) . . . . .	52
3.52	Verformte Dreiecke als Grundlage für die Dehnungsberechnung [21] . . . . .	53

3.53	Einzugsbereich für die Filterung der Daten (hier mit Filtergröße 5) [21] . . . . .	53
3.54	Dehnungsschwingbreiten $\Delta\epsilon_x$ (in Längsrichtung) der Proben aus Serie V4 (unbearbeitet) bei halber Anrisslebensdauer (links) und nach dem Anriss (rechts) . . .	54
3.55	Dehnungsschwingbreiten $\Delta\epsilon_x$ (in Längsrichtung) der Proben aus Serie V3 (bearbeitet) – bei halber Anrisslebensdauer (links) und nach dem Anriss (rechts); Schliffbilder zur Information über die Ausrichtung der Naht gegeben . . . . .	55
3.56	Dehnungsschwingbreiten $\Delta\epsilon_x$ (in Längsrichtung) einer Probe aus Serie V1 . . . .	56
3.57	Wöhlerdiagramm mit den Versuchsergebnissen der Proben aus Serie V3 und V4 bzgl. Anriss . . . . .	56
3.58	Verlauf der Kraft an den Umkehrpunkten über die Lebensdauer mit Kennzeichnung der Anrisslebensdauer . . . . .	57
3.59	Vergleich der Spitzenwertverläufe von Grundwerkstoffproben, Schweißgutproben und geschweißten LCF-Proben bei Raumtemperatur [10] . . . . .	58
4.1	Konzepte zur Erfassung der Ermüdungsfestigkeit [122] . . . . .	59
5.1	Transientes Verhalten des Werkstoffs 1.4550 (in homogenem Zustand ohne Kaltverfestigung) in Abhängigkeit von der Höhe der Dehnungsamplitude [110] . . . .	74
5.2	Vergleich zyklischer Spannungs-Dehnungs-Kurven des austenitischen Stahls 1.4306 (AISI 304 L) aus IST und Einstufen-Versuchen nach Bayerlein et al. [5] . . . . .	75
5.3	Vorschlag zur Berücksichtigung der Mikrostützwirkung im Vollplastischen . . . .	80
6.1	Synchroner Start der Beanspruchung im Umkehrpunkt ermöglicht das Vernachlässigen des tatsächlich vorhandenen Beanspruchungszustands bei Beginn der Parameteridentifikation . . . . .	86
6.2	Algorithmus zur Parameteridentifikation lokaler zyklischer Spannungs-Dehnungs-Kurven . . . . .	89
6.3	Unterteilung des Auswertebereichs in Werkstoffzonen über fixe Partitionierung (links) oder adaptive Partitionierung (rechts) . . . . .	89
6.4	Beispiel für ein vom Anwender bereitzustellendes (unvernetztes) Basismodell . .	90
6.5	Ermittlung des Bauteilrandes . . . . .	92
6.6	Zuweisung der gemessenen Dehnungen zu einem Knoten des Finite-Elemente-Netzes	93
6.7	Korrektur der Werkstoffparameter an einem FE-Knoten (links) und Bestimmung des Partitionswerkstoffs auf Basis der neu ermittelten Beanspruchungspunkte innerhalb der Partition liegender FE-Knoten (rechts) . . . . .	94
6.8	Zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurven des Werkstoffs 1.4550 (X6CrNiNb18-10) aus verschiedenen Quellen [110, 125, 10, 64] . . . . .	95
7.1	Modell 1 zur Untersuchung des Einflusses der Elementgröße auf die berechneten Dehnungen bei Werkstoffinhomogenitäten . . . . .	99
7.2	Vergleichsdehnungen entlang des in Abbildung 7.1 eingezeichneten Pfads in Abhängigkeit von Lasthöhe und Elementgröße . . . . .	99
7.3	Modell 2 zur Untersuchung des Einflusses der Elementgröße auf die berechneten Dehnungen bei Werkstoffinhomogenitäten . . . . .	100
7.4	Vergleichsdehnungen entlang des in Abbildung 7.3 eingezeichneten Pfads in Abhängigkeit von Lasthöhe und Elementanzahl entlang der Werkstoffgrenze . . . .	100
7.5	Vergleichsdehnungen entlang des in Abbildung 7.3 eingezeichneten Pfads in Abhängigkeit vom Elementtyp bei unterschiedlicher Elementanzahl . . . . .	101
7.6	Vergleichsdehnungen entlang des in Abbildung 7.1 eingezeichneten Pfads in Abhängigkeit des Mismatch-Verhältnisses . . . . .	101
7.7	Testmodell I . . . . .	102
7.8	Testmodell I: grobe Vernetzung; Knoten 1 und 2 für die spätere Auswertung . . .	103

7.9	Beanspruchungspunkte an Knoten 1 zur Ermittlung der Parameter des Werkstoffs II	104
7.10	Ermittelte Werkstoffparameter $K'$ für die Werkstoffe I-III von Iterations-Start (d.h. Iteration 0) (homogen) bis Iteration 8	105
7.11	Beanspruchungspunkte an Knoten 2 zur Ermittlung der Parameter des Werkstoffs III	105
7.12	Beanspruchungspunkte an Knoten 1 zur Ermittlung der Parameter des Werkstoffs II auf Basis einachsiger Werte	107
7.13	Ermittelte Werkstoffparameter $K'$ und $n'$ für die Werkstoffe I-III von Iterations-Start (homogen mit $K' = 2500$ MPa und $n' = 0,3$ ) bis Iteration 13	108
7.14	Testmodell I: feine Vernetzung (Elementgröße 1 mm); Knoten für die spätere Auswertung	108
7.15	Beanspruchungspunkte aller Knoten in Zone 4 zur Ermittlung der Parameter des zugehörigen Werkstoffs für Iteration 1 (Soll-0-Werte) und Beanspruchungspunkte des Knoten 3 (Soll- und Ist-Werte Iteration 0-10)	109
7.16	Abweichung von Ist- zu Soll-Werten $\Delta\varepsilon_{t,11,\max}$ (in Probenlängsrichtung) für alle Knoten im Auswertebereich nach den Iterationen 8 bis 10	109
7.17	Oben: Einteilung in 300 Partitionen. Links: Basis-Modell mit den Werkstoffen I, II und III; rechts: Iterations-Modell mit Startwerkstoff. Unten: FE-Netz (Elementgröße: 0,5 mm), beliebige Partitionswerkstoffe und Auswerteknoten in Partition (beispielhaft)	110
7.18	Beanspruchungspunkte an Knoten 4	111
7.19	Abweichung von Ist- zu Soll-Werten $\Delta\varepsilon_{t,11,\max}$ (in Probenlängsrichtung) nach 20 Iterationen. Oben: Vernetzung mit 2 Elementen je Partitionskante (0,5 mm); unten: Vernetzung mit 4 Elementen je Partitionskante (0,25 mm)	111
7.20	Vergleichsdehnungen entlang des Pfads 1 (horizontal, siehe Abb. 7.17) durch Knoten 4	112
7.21	Vergleichsdehnungen entlang des Pfads 2 (vertikal, siehe Abb. 7.17) durch Knoten 4	112
7.22	Berechnete Werkstoffparameter $K'$ für alle 300 Partitionen nach 20 Iterationen, mit 2 bzw. 4 Elementen je Partitionskante; Anzeige der Position von $K'_{\min}$ und $K'_{\max}$	113
7.23	Anordnung der Werkstoffe in Testmodell II (in Probenmitte)	113
7.24	Ermittelte Werkstoffparameter $K'$ für die Werkstoffe I-III von Iterations-Start (homogen mit $K' = 1650$ MPa) bis Iteration 35 sowie maximale (absolute) Abweichung zwischen Soll- und Ist-Wert der Dehnungen in x-Richtung (Probenlängsrichtung)	114
7.25	Dehnungsfelder $\varepsilon_{11}$ (links) und Soll/Ist-Abweichung $\Delta\varepsilon_{11,\max}$ (rechts) für verschiedene Iterationen und Dehnungsfeld des Basis-Modells zum Vergleich(unten)	115
7.26	Verschiebungskontrolle im Querschnitt durch Zwangsrandbedingungen	116
7.27	Modifikation des Testmodells II: Randzone um die zu identifizierenden Werkstoffe II und III mit elastischem Werkstoff	116
7.28	Ermittelte Werkstoffparameter $K'$ für die Werkstoffe II und III bei elastischem Werkstoff in den Randzonen sowie maximale (absolute) Abweichung zwischen Soll- und Ist-Wert der Dehnungen in x-Richtung (Probenlängsrichtung) – von Iterations-Start (homogen mit $K' = 1650$ MPa) bis Iteration 50	116
7.29	Werkstoffzonen und -parameter $K'_{\text{Hyst}}$ im Auswertebereich des Testmodells III	117
7.30	Im Laufe der Iteration ermittelte Werkstoffparameter $K'_{\text{Hyst}}$ im Auswertebereich des Testmodells III sowie zugehörige Abweichungen zwischen Soll- und Ist-Wert der Dehnungen in Probenlängsrichtung (Lastrichtung)	118
7.31	Werkstoffparameter $K'_{\text{Hyst}}$ im Auswertebereich des Testmodells III und damit berechnete Dehnungsverteilung für verschiedene Stadien der Iteration und Gegenüberstellung der Lösung (aus dem Modell, das die „Messwerte“ lieferte)	119

7.32 Beanspruchungspunkte an den oben markierten Knoten 1 und 2 von Iterationsstart bis Iteration 10 zur Ermittlung der Knotenwerkstoffe . . . . .	120
7.33 Vergleich der ermittelten Werkstoffparameter $R'_{p0,2}$ sowie der damit berechneten Dehnungen in Probenlängsrichtung nach 14 Iterationen bei Verwendung falscher konstanter Parameter $n' = 0,15$ bzw. $n' = 0,25$ anstatt $n' = 0,2$ (liegt den „Messwerten“ zugrunde) . . . . .	122
7.34 Vergleich der Abweichungen von Soll- und Ist-Wert der Dehnungen in Probenlängsrichtung $\Delta\varepsilon_{11}$ nach 14 Iterationen bei Verwendung falscher konstanter Parameter $n' = 0,15$ bzw. $n' = 0,25$ anstatt $n' = 0,2$ (liegt den „Messwerten“ zugrunde)	122
7.35 Im 20. Schwingenspiel bei einer Kraft $\Delta F_x$ gemessene Dehnungen in Probenlängsrichtung – bezogen auf den unteren Umkehrpunkt (links); Schliffbild des Nahtbereichs einer Probe aus der gleichen Serie zur Orientierung (rechts) . . . . .	123
7.36 Messpunkte aus optischer Dehnungsmessung und Ausschnitt des verformten Modells einer geschweißten Probe (beispielhaft) . . . . .	123
7.37 Erstellung der Geometrie des Basismodells aus der Schnittkurve des gescannten und (zum unteren Umkehrpunkt) vorverformten Modells . . . . .	124
7.38 Werkstoffbereiche des Modells der geschweißten Probe . . . . .	125
7.39 Vergleich der Berechnungsergebnisse mit unterschiedlicher Elementanzahl je Partitionskante (nach 10 Iterationen) . . . . .	126
7.40 Ergebnisse der Parameteridentifikation einer geschweißten Probe auf Basis optisch gemessener Dehnungen: berechnete Dehnungen $\Delta\varepsilon_x$ in Probenlängsrichtung (links) und ermittelte lokale Werkstoffparameter $R'_{p0,2}$ in MPa (rechts); zugrunde gelegte Dehnungsverteilung aus Schwingenspiel 20 und Ergebnisse der Härtemessung zweier Proben zum Vergleich (unten) . . . . .	127
7.41 Partition im Bereich elastischer Dehnungen; rechts: mit FE-Netz . . . . .	128
7.42 Beanspruchungspunkte zur Ermittlung der Knotenwerkstoffe in oben markierten Partition im Bereich elastischer Dehnungen . . . . .	128
7.43 Zur Abbildung des elastischen Werkstoffverhaltens durch elastischen Werkstoff ersetzte Partitionen . . . . .	129
7.44 Knoten mit berechneten elastischen Dehnungen innerhalb der in Abbildung 7.41 dargestellten Partition (links) und alle zur Ermittlung des Partitionswerkstoffs herangezogenen Messpunkte (max. Abstand zum FE-Knoten: $r = 0,5\text{ mm}$ ) mit gemessenen Dehnungen (rechts) . . . . .	129
7.45 Vergleich der Ergebnisse bei Variation der in Tabelle 7.3 dokumentierten Programmvariablen für adaptive Partitionierung (nach 10 Iterationen) . . . . .	131
7.46 Dehnungskonzentration verursacht durch einen kleinen Riss (links oben) und verändertes Dehnungsfeld bei großem Riss (rechts) . . . . .	132
7.47 Stark veränderte Härteverteilung nach dem Versuch V4-002 (mit Beanspruchung auf sehr hohem Dehnungsniveau durch vereinzelte Schwingspiele) gegenüber der für diese Probenserie typischen Härteverteilung einer unbelasteten Probe . . . . .	132
7.48 Gemessene Dehnungsschwingbreiten $\Delta\varepsilon_x$ des 10. Schwingspiels (oben) und des 190. Schwingspiels (unten) während des Versuchs V4-002 . . . . .	133
7.49 Ergebnisse der Parameteridentifikation nach 10 Schwingspielen (oben) und nach 190 Schwingspielen (unten) . . . . .	133
7.50 Lokales transientes Verhalten der Probe V4-002 (Vergleich außerhalb des Bereichs elastischer Dehnung und ohne Betrachtung lokaler Peaks) . . . . .	134
7.51 Härteverteilung der Probe V4-002 (vgl. Abbildung 7.47, gespiegelt) aus der zuvor erfahrene lokale Beanspruchungen (vgl. Abbildung 7.48) erkennbar sind . . . . .	135

7.52	$R'_{p0,2}$ -Festigkeitsverteilungen ermittelt durch die neue Korrelationsfunktion aus Gleichung 7.10 (links), das Parameteridentifikationsverfahren, an einer anderen Probe aus demselben Rohr (Mitte) und bekannte Korrelationsfunktionen aus Gleichungen 7.11 bis 7.13 (rechts). Verwendung der Härteverteilung einer unbelasteten, ungeglühten Probe . . . . .	136
7.53	Festigkeits- bzw. Härteverteilung und Makroschliff. Links: Mithilfe des vorgestellten Verfahrens bestimmte $R'_{p0,2}$ -Verteilung einer Probe aus dem gleichen Rohr wie der hinterlegte Schliff. Rechts: Zum Schliff gehörige Härteverteilung . . . . .	136
7.54	Raue Oberfläche der Proben mit Rissen . . . . .	137
7.55	Wöhlerdiagramm mit KTA-Mittelwertkurve für polierten Werkstoff 1.4550 und Einordnung der berechneten Ergebnisse mit und ohne Berücksichtigung der Werkstoffinhomogenität sowie mit und ohne Rauigkeitskorrektur (RK) für 4 unbearbeitete und 1 bearbeitete Naht . . . . .	138
8.1	Verteilung der Dehnungsschwingbreiten im Bereich einer Schweißnaht unter Berücksichtigung der Werkstoffinhomogenität bei niedrigem Beanspruchungsniveau (links) und bei hohem Beanspruchungsniveau (rechts) . . . . .	143

# Tabellenverzeichnis

3.1	Bezeichnungen des Grundwerkstoffes . . . . .	15
3.2	Statische Festigkeitskennwerte des Grundwerkstoffes bei 20°C . . . . .	15
3.3	Chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffes (Massen-%) . . . . .	15
3.4	Chemische Zusammensetzung des Werkstoffes 1.4550 aus zwei weiteren Chargen – verwendet im BMBF-Vorhaben [110] . . . . .	16
3.5	Übersicht über die untersuchten Schweißnaht-Proben-Konstellationen und deren Bezeichnungen . . . . .	16
3.6	Bezeichnungen des Zusatzwerkstoffes . . . . .	18
3.7	Statische Festigkeitskennwerte des Schweißgutes aus dem allg. Datenblatt des Herstellers (mit Angabe der normativen Mindestwerte) . . . . .	18
3.8	Chemische Zusammensetzung des Schweißgutes (Massen-%) . . . . .	18
3.9	Chrom- und Nickel-Äquivalente von Grundwerkstoff und Schweißgut nach Schaeffler	19
3.10	Mittlere gemessene Werte für Nahtüberhöhung, deren Breite und Winkelverzug nach Abbildung 3.17 . . . . .	27
3.11	Statische Festigkeitskennwerte des „Grundwerkstoffes“ bei Raumtemperatur . . .	27
3.12	Anriss- und Bruchlebensdauern der Proben aus Rohr 1 mit Angabe des Versa- gensortes . . . . .	30
3.13	Zusammensetzungen der Ätzmittel für die Präparation der Proben . . . . .	35
3.14	Versuchsergebnisse der Proben aus Rohr 2 (Serien V3 und V4) . . . . .	57
4.1	Regelwerke für den Ermüdungsnachweis von Schweißverbindungen, übernommen aus [108] . . . . .	60
4.2	Faktoren zur Berücksichtigung einer Stumpfnahht gemäß [59] . . . . .	62
5.1	Abschätzformeln zur Bestimmung statischer und zyklischer Werkstoffkennwerte .	67
6.1	Vom Anwender vorzugebende Programmvariablen (Auszug aus Datei „SaveDa- ta.py“) . . . . .	91
6.2	Parameter der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve des Werkstoffs 1.4550 (X6CrNiNb 18-10) aus verschiedenen Quellen . . . . .	95
7.1	Ergebnisse des Testmodells I mit grober Vernetzung: Ermittelte Werkstoffpara- meter $K'$ und maximale Abweichung von Ist- zu Soll-Wert im Auswertebereich .	104
7.2	Ausgabedateien zur Dokumentation und Kontrolle der Ergebnisse je Iteration . .	106
7.3	In den Beispielen I-VI gewählte Werte für maßgebliche Programmvariablen bei adaptiver Partitionierung . . . . .	130
A.1	Schweißprotokoll zur unbearbeiteten Naht N1, Rohr 1; Quelle: AREVA GmbH, Erlangen . . . . .	165
A.2	Schweißprotokoll zur nachbearbeiteten Naht N2, Rohr 1; Quelle: AREVA GmbH, Erlangen . . . . .	166
A.3	Schweißprotokoll zur unbearbeiteten Naht N7, Rohr 2; Quelle: AREVA GmbH, Erlangen . . . . .	167
A.4	Schweißprotokoll zur nachbearbeiteten Naht N4, Rohr 2; Quelle: AREVA GmbH, Erlangen . . . . .	168



A.5	Gemessene Radien und Nahtanstiegswinkel der Kerbe 1 vgl. Abbildung 3.17 in verschiedenen Schnitten der unbearbeiteten Naht an Rohr 1 . . . . .	169
A.6	Gemessene Radien und Nahtanstiegswinkel der Kerbe 2 vgl. Abbildung 3.17 in verschiedenen Schnitten der unbearbeiteten Naht an Rohr 1 . . . . .	169
A.7	Gemessene Radien und Nahtanstiegswinkel der Kerbe 3 vgl. Abbildung 3.17 in verschiedenen Schnitten der unbearbeiteten Naht an Rohr 1 . . . . .	170
A.8	Gemessene Radien und Nahtanstiegswinkel der Kerbe 4 vgl. Abbildung 3.17 in verschiedenen Schnitten der unbearbeiteten Naht an Rohr 1 . . . . .	170
A.9	Gemessene Breiten der Nahtüberhöhung $b_1$ (Rohraußenseite) vgl. Abbildung 3.17 in verschiedenen Schnitten der unbearbeiteten Naht an Rohr 1 . . . . .	170
A.10	Gemessene Breiten der Nahtüberhöhung $b_2$ (Rohrinnenseite) vgl. Abbildung 3.17 in verschiedenen Schnitten der unbearbeiteten Naht an Rohr 1 . . . . .	170
A.11	Gemessene Nahtüberhöhungen $h_1$ vgl. Abbildung 3.17 in verschiedenen Schnitten der unbearbeiteten Naht an Rohr 1 . . . . .	171
A.12	Gemessene Nahtüberhöhungen $h_2$ vgl. Abbildung 3.17 in verschiedenen Schnitten der unbearbeiteten Naht an Rohr 1 . . . . .	171
A.13	Gemessene Winkelverzüge $\alpha_v$ vgl. Abbildung 3.17 in verschiedenen Schnitten der unbearbeiteten Naht an Rohr 1 . . . . .	171

# Anhang



**Tabelle A.1:** Schweißprotokoll zur unbearbeiteten Naht N1, Rohr 1; Quelle: AREVA GmbH, Erlangen

Schweiß- folge	Schweiß- verfahren	Lagen- Nr.	Schweißzusätze und -hilfsstoffe				Schweißdaten				
			Handelsbezeichnung der Schmelzzusätze -hilfsstoffe	Schmelze-Nr.	Schutzgas Ar 4.6 [l/min]	Stromstärke Ip/Ig [ A ]	Stromart	Schweißge- schwindigkeit [mm/min]	Puls- frequenz [ Hz ]	Vorwärm-/ Halte- temperatur [°C]	Schweißer-Name oder Kenn-Nummer
Naht Nr.	Schweiß- position	Raupen- Nr.	Abmessungen	Fertigungs-Nr	Formiergas [l/min] Ar 4.6	Spannung [ V ]	Polung	Drahtge- schwindigkeit [cm/min]	Tast- verhältnis [ % ]	Zwischenlagen- temperatur [°C]	Bemerkung
1	WIG- Hand	-----	-----	-----	10	65	=	-----	-----	RT	G. Graenert
N1	PC	-----	-----	-----	10	-----	minus	-----	-----	-----	Heften 3 x ca. 20 lang
2	WIG- Konstant	1	-----	-----	20	80	=	40	-----	RT	G. Graenert
N1	PC	1	-----	-----	10	8,0	minus	-----	-----	-----	Wurzel
3	WIG- Impuls	2	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	115/70	=	90	5	-----	G. Graenert
N1	PC	2	Ø 0,8	-----	10	8,6	minus	80	50	62	1. Stützlage
4	WIG- Impuls	3	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	180/110	=	90	5	-----	G. Graenert
N1	PC	3	Ø 0,8	-----	10	8,2	minus	80	50	45	2. Stützlage
5	WIG- Impuls	4	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	210/140	=	90	5	-----	G. Graenert
N1	PC	4	Ø 0,8	-----	10	8,5	minus	105	50	75	Fülllage
5	WIG- Impuls	5	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	195/125	=	90	5	-----	G. Graenert
N1	PC	5	Ø 0,8	-----	10	8,5	minus	105	50	105	Fülllage
6	WIG- Impuls	6	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	170/100	=	90	5	-----	G. Graenert
N1	PC	6	Ø 0,8	-----	10	8,3	minus	80	50	114	Decklage
6	WIG- Impuls	7	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	170/100	=	90	5	-----	G. Graenert
N1	PC	7	Ø 0,8	-----	10	8,3	minus	80	50	105	Decklage
6	WIG- Impuls	8	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	170/100	=	90	5	-----	G. Graenert
N1	PC	8	Ø 0,8	-----	10	8,3	minus	80	50	110	Decklage
6	WIG- Impuls	9	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	180/110	=	90	5	-----	G. Graenert
N1	PC	9	Ø 0,8	-----	10	8,4	minus	80	50	62	Decklage
6	WIG- Impuls	10	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	170/100	=	90	5	-----	G. Graenert
N1	PC	10	Ø 0,8	-----	10	8,3	minus	80	50	114	Fülllage

**Tabelle A.2:** Schweißprotokoll zur nachbearbeiteten Naht N2, Rohr 1; Quelle: AREVA GmbH, Erlangen

Schweiß- folge	Schweiß- verfahren	Lagen- Nr.	Schweißzusätze und -hilfsstoffe				Schweißdaten					Schweißer-Name oder Kenn-Nummer
			Handelsbezeichnung der Schmelzzusätze -hilfsstoffe	Schmelze-Nr.	Schutzgas Ar 4.6 [l/min]	Stromstärke Ip/Ig [ A ]	Stromart	Schweißge- schwindigkeit [mm/min]	Puls- frequenz [ Hz ]	Vorwärm-/ Halte- temperatur [°C]		
Naht Nr.	Schweiß- position	Raupen- Nr.	Abmessungen	Fertigungs-Nr	Formiergas [l/min] Ar 4.6	Spannung [ V ]	Polung	Drahtge- schwindigkeit [cm/min]	Tast- verhältnis [ % ]	Zwischenlagen- temperatur [°C]	Bemerkung	
1	WIG- Hand	-----	-----	-----	10	65	=	-----	-----	RT	G. Graenert	
N2	PC	-----	-----	-----	10	-----	minus	-----	-----	-----	Heften 3 x ca. 20 lang	
2	WIG- Konstant	1	-----	-----	20	80	=	40	-----	RT	G. Graenert	
N2	PC	1	-----	-----	10	8,0	minus	-----	-----	-----	Wurzel	
3	WIG- Impuls	2	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	110/70	=	90	5	-----	G. Graenert	
N2	PC	2	Ø 0,8	-----	10	8,7	minus	80	50	54	1. Stützlage	
4	WIG- Impuls	3	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	190/115	=	90	5	-----	G. Graenert	
N2	PC	3	Ø 0,8	-----	10	8,3	minus	80	50	60	2. Stützlage	
5	WIG- Impuls	4	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	210/140	=	90	5	-----	G. Graenert	
N2	PC	4	Ø 0,8	-----	10	8,5	minus	105	50	48	Fülllage	
5	WIG- Impuls	5	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	195/135	=	90	5	-----	G. Graenert	
N2	PC	5	Ø 0,8	-----	10	8,7	minus	105	50	80	Fülllage	
5	WIG- Impuls	6	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	195/135	=	90	5	-----	G. Graenert	
N2	PC	6	Ø 0,8	-----	10	8,7	minus	105	50	117	Fülllage	
6	WIG- Impuls	7	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	180/120	=	90	5	-----	G. Graenert	
N2	PC	7	Ø 0,8	-----	10	8,3	minus	80	50	76	Decklage	
6	WIG- Impuls	8	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	180/120	=	90	5	-----	G. Graenert	
N2	PC	8	Ø 0,8	-----	10	8,3	minus	80	50	82	Decklage	
6	WIG- Impuls	9	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	180/120	=	90	5	-----	G. Graenert	
N2	PC	9	Ø 0,8	-----	10	8,3	minus	80	50	109	Decklage	

**Tabelle A.3:** Schweißprotokoll zur unbearbeiteten Naht N7, Rohr 2; Quelle: AREVA GmbH, Erlangen

Schweiß- folge	Schweiß- verfahren	Lagen- Nr.	Schweißzusätze und -hilfsstoffe				Schweißdaten				
			Handelsbezeichnung der Schweißzusätze -hilfsstoffe	Schmelze-Nr.	Schutzgas Ar 4.6 [l/min]	Stromstärke Ip/Ig [ A ]	Stromart	Schweißge- schwindigkeit [mm/min]	Puls- frequenz [ Hz ]	Vorwärm-/ Halte- temperatur [°C]	Schweißer-Name oder Kenn-Nummer
Naht Nr.	Schweiß- position	Raupen- Nr.	Abmessungen	Fertigungs-Nr	Formiergas [l/min] Ar 4.6	Spannung [ V ]	Polung	Drahtge- schwindigkeit [cm/min]	Tast- verhältnis [ % ]	Zwischenlagen- temperatur [°C]	Bemerkung
1	WIG- Hand	-----	-----	-----	10	65	=	-----	-----	RT	J. Butthoff
N7	PC	-----	-----	-----	10	-----	minus	-----	-----	-----	Heften 3 x ca. 20 lang
2	WIG- Impuls	1	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	145/50	=	40	5	RT	D. Böge
N7	PC	1	Ø 0,8	-----	10	8,8	minus	80	50	-----	Wurzel
3	WIG- Impuls	2	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	120/70	=	90	5	-----	D. Böge
N7	PC	2	Ø 0,8	-----	10	8,7	minus	80	50	30	1. Stützlage
4	WIG- Impuls	3	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	180/110	=	90	5	-----	D. Böge
N7	PC	3	Ø 0,8	-----	10	9,0	minus	80	50	62	2. Stützlage
5	WIG- Impuls	4	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	210/140	=	90	5	-----	D. Böge
N7	PC	4	Ø 0,8	-----	10	9,2	minus	105	50	68	Fülllage
5	WIG- Impuls	5	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	195/135	=	90	5	-----	D. Böge
N7	PC	5	Ø 0,8	-----	10	9,0	minus	105	50	82	Fülllage
5	WIG- Impuls	6	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	190/130	=	90	5	-----	D. Böge
N7	PC	6	Ø 0,8	-----	10	9,0	minus	105	50	104	Fülllage
6	WIG- Impuls	7	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	180/120	=	90	5	-----	D. Böge
N7	PC	7	Ø 0,8	-----	10	8,9	minus	80	50	100	Decklage
6	WIG- Impuls	8	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	170/100	=	90	5	-----	D. Böge
N7	PC	8	Ø 0,8	-----	10	8,9	minus	80	50	85	Decklage
6	WIG- Impuls	9	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	170/100	=	90	5	-----	D. Böge
N7	PC	9	Ø 0,8	-----	10	8,9	minus	80	50	105	Decklage

**Tabelle A.4:** Schweißprotokoll zur nachbearbeiteten Naht N4, Rohr 2; Quelle: AREVA GmbH, Erlangen

Schweiß- folge	Schweiß- verfahren	Lagen- Nr.	Schweißzusätze und -hilfsstoffe				Schweißdaten					Schweißer-Name oder Kenn-Nummer
			Handelsbezeichnung der Schmelzzusätze -hilfsstoffe	Schmelze-Nr.	Schutzgas Ar 4.6 [l/min]	Stromstärke Ip/Ig [ A ]	Stromart	Schweißge- schwindigkeit [mm/min]	Puls- frequenz [ Hz ]	Vorwärm-/ Halte- temperatur [°C]		
Naht Nr.	Schweiß- position	Raupen- Nr.	Abmessungen	Fertigungs-Nr	Formiergas [l/min] Ar 4.6	Spannung [ V ]	Polung	Drahtge- schwindigkeit [cm/min]	Tast- verhältnis [ % ]	Zwischenlagen- temperatur [°C]	Bemerkung	
1	WIG- Hand	-----	-----	-----	10	65	=	-----	-----	RT	J. Butthoff	
N4	PC	-----	-----	-----	10	-----	minus	-----	-----	-----	Heften 3 x ca. 20 lang	
2	WIG- Konstant	1	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	95	=	40	-----	RT	D. Böge	
N4	PC	1	Ø 0,8	-----	10	8,0	minus	70	-----	-----	Wurzel	
3	WIG- Impuls	2	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	110/70	=	90	5	-----	D. Böge	
N4	PC	2	Ø 0,8	-----	10	8,7	minus	80	50	70	1. Stützlage	
4	WIG- Impuls	3	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	180/110	=	90	5	-----	D. Böge	
N4	PC	3	Ø 0,8	-----	10	8,4	minus	80	50	78	2. Stützlage	
5	WIG- Impuls	4	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	210/140	=	90	5	-----	D. Böge	
N4	PC	4	Ø 0,8	-----	10	8,8	minus	105	50	99	Fülllage	
5	WIG- Impuls	5	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	195/135	=	90	5	-----	D. Böge	
N4	PC	5	Ø 0,8	-----	10	8,7	minus	105	50	68	Fülllage	
5	WIG- Impuls	6	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	195/135	=	90	5	-----	D. Böge	
N4	PC	6	Ø 0,8	-----	10	8,7	minus	105	50	84	Fülllage	
6	WIG- Impuls	7	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	180/120	=	90	5	-----	D. Böge	
N4	PC	7	Ø 0,8	-----	10	8,6	minus	80	50	97	Decklage	
6	WIG- Impuls	8	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	170/100	=	90	5	-----	D. Böge	
N4	PC	8	Ø 0,8	-----	10	8,5	minus	80	50	115	Decklage	
6	WIG- Impuls	9	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	170/100	=	90	5	RT	D. Böge	
N4	PC	9	Ø 0,8	-----	10	8,5	minus	80	50	-----	Decklage	
6	WIG- Impuls	10	Böhler SAS 2 - IG	94037	20	170/100	=	90	5	-----	D. Böge	
N4	PC	10	Ø 0,8	-----	10	8,6	minus	80	50	52	Decklage	

**Tabelle A.5:** Gemessene Radien und Nahtanstiegswinkel der Kerbe 1 vgl. Abbildung 3.17 in verschiedenen Schnitten der unbearbeiteten Naht an Rohr 1

Radius $r_1$ in mm													
Schnitt	V1-002	V1-004	V1-005	V1-006	V1-007	V1-008	V1-009	V1-010	V1-011	V1-012	V1-013	V1-014	V1-015
1	1,11	0,58	0,29	0,47	0,37	0,39	0,47	0,40	0,66	0,23	0,24	0,71	0,46
2	0,31	0,36	0,32	0,43	0,26	0,30	0,30	0,37	0,36	0,13	0,26	0,51	0,27
3	0,29	0,43	0,43	0,25	0,43	0,34	0,51	0,31	0,42	0,06	0,20	0,49	0,39
4	0,38	0,27	0,51	0,29	0,33	0,20	0,37	0,23	0,43	0,07	0,18	0,25	0,37
5	0,42	0,41	0,38	0,27	0,36	0,19	0,63	0,26	0,29	0,22	0,34	0,57	0,53
6	0,49	0,36	0,48	0,27	0,24	0,43	0,45	0,32	0,16	0,21	0,20	0,47	0,34
7	0,36	0,28	0,46	0,33	0,27	0,19	0,44	0,27	0,49	0,21	0,22	0,43	0,63
8	0,88	0,28	0,37	0,58	0,30	0,20	0,21	0,34	0,22	0,27	0,20	0,47	0,35
9	0,55	0,50	0,69	0,37	0,53	0,27	0,35	0,27	0,34	0,26	0,17	0,48	0,46
Min:	0,29	0,27	0,29	0,25	0,24	0,19	0,21	0,23	0,16	0,06	0,17	0,25	0,27

Nahtanstiegswinkel $\alpha_1$ in °													
Schnitt	V1-002	V1-004	V1-005	V1-006	V1-007	V1-008	V1-009	V1-010	V1-011	V1-012	V1-013	V1-014	V1-015
1	18,0	29,3	21,7	23,5	20,9	33,3	27,1	31,1	21,1	44,9	45,7	30,0	30,3
2	27,3	25,5	21,1	22,9	24,4	32,8	29,5	33,3	20,3	40,3	37,2	32,4	31,9
3	27,5	27,4	24,8	22,6	23,2	33,8	29,1	32,6	24,1	51,8	43,0	30,4	35,4
4	22,3	25,6	19,8	22,8	20,1	35,6	29,9	30,0	29,4	48,8	41,8	36,7	29,1
5	23,0	29,3	25,8	27,4	30,5	28,9	27,7	35,5	27,0	41,3	39,6	36,7	25,0
6	23,1	30,7	25,4	29,4	28,8	26,3	23,7	37,2	24,0	42,9	45,8	29,1	32,5
7	22,3	30,8	21,6	29,0	20,5	30,9	28,9	36,1	21,8	46,8	48,2	28,4	26,8
8	20,8	31,2	30,3	21,7	19,3	15,6	35,9	27,9	29,7	43,3	46,5	22,2	31,1
9	33,2	23,9	27,2	25,9	29,0	26,0	33,9	23,0	25,6	42,3	29,2	28,5	28,7
Max:	33,2	31,2	30,3	29,4	30,5	35,6	35,9	37,2	29,7	51,8	48,2	36,7	35,4

**Tabelle A.6:** Gemessene Radien und Nahtanstiegswinkel der Kerbe 2 vgl. Abbildung 3.17 in verschiedenen Schnitten der unbearbeiteten Naht an Rohr 1

Radius $r_2$ in mm													
Schnitt	V1-002	V1-004	V1-005	V1-006	V1-007	V1-008	V1-009	V1-010	V1-011	V1-012	V1-013	V1-014	V1-015
1	18,0	20,6	21,7	22,2	21,2	14,9	12,2	20,9	20,4	13,5	23,6	11,5	9,8
2	11,7	14,3	15,1	21,0	13,2	18,5	13,4	15,1	23,3	12,2	14,8	18,4	9,2
3	15,9	20,8	20,0	13,3	19,4	20,7	16,2	17,2	10,6	10,3	10,3	25,6	8,4
4	10,2	15,3	10,6	14,5	14,5	11,2	15,6	16,6	21,5	14,1	14,5	19,3	7,3
Min:	10,2	14,3	10,6	13,3	13,2	11,2	12,2	15,1	10,6	10,3	10,3	11,5	7,3

Nahtanstiegswinkel $\alpha_2$ in °													
Schnitt	V1-002	V1-004	V1-005	V1-006	V1-007	V1-008	V1-009	V1-010	V1-011	V1-012	V1-013	V1-014	V1-015
1	25,0	15,2	13,0	12,2	12,7	10,4	10,8	12,4	12,6	18,0	11,8	14,6	14,1
2	17,7	14,3	11,5	12,9	14,2	9,4	12,3	14,3	12,9	14,7	10,9	15,5	11,8
3	33,2	14,4	16,6	9,5	13,4	11,4	13,0	14,0	11,7	14,9	11,9	16,5	12,3
4	13,2	14,1	11,6	11,5	12,6	10,8	12,2	13,3	14,4	15,3	12,0	17,6	13,6
Max:	33,2	15,2	16,6	12,9	14,2	11,4	13,0	14,3	14,4	18,0	12,0	17,6	14,1



**Tabelle A.7:** Gemessene Radien und Nahtanstiegswinkel der Kerbe 3 vgl. Abbildung 3.17 in verschiedenen Schnitten der unbearbeiteten Naht an Rohr 1

Radius $r_3$ in mm													
Schnitt	V1-002	V1-004	V1-005	V1-006	V1-007	V1-008	V1-009	V1-010	V1-011	V1-012	V1-013	V1-014	V1-015
1	4,3	4,4	4,7	4,1	4,2	3,6	4,0	3,5	3,9	3,7	4,6	4,4	4,0
2	4,9	4,0	4,0	4,0	3,6	3,5	4,2	4,5	3,8	4,3	4,6	5,4	3,9
3	3,3	4,0	4,6	4,3	3,4	3,6	4,1	3,9	4,6	3,5	4,1	4,8	4,5
Min:	3,3	4,0	4,0	4,0	3,4	3,5	4,0	3,5	3,8	3,5	4,1	4,4	3,9

Nahtanstiegswinkel $\alpha_3$ in °													
Schnitt	V1-002	V1-004	V1-005	V1-006	V1-007	V1-008	V1-009	V1-010	V1-011	V1-012	V1-013	V1-014	V1-015
1	19,3	21,4	21,1	24,3	22,8	20,2	20,6	27,0	22,4	23,5	18,4	20,3	13,6
2	21,4	27,4	22,8	22,5	21,2	19,6	20,0	29,6	22,5	21,9	17,3	20,0	12,0
3	18,5	22,5	24,7	19,7	22,0	22,5	20,5	25,1	23,9	19,0	17,1	20,1	15,1
Max:	21,4	27,4	24,7	24,3	22,8	22,5	20,6	29,6	23,9	23,5	18,4	20,3	15,1

**Tabelle A.8:** Gemessene Radien und Nahtanstiegswinkel der Kerbe 4 vgl. Abbildung 3.17 in verschiedenen Schnitten der unbearbeiteten Naht an Rohr 1

Radius $r_4$ in mm													
Schnitt	V1-002	V1-004	V1-005	V1-006	V1-007	V1-008	V1-009	V1-010	V1-011	V1-012	V1-013	V1-014	V1-015
1	4,5	2,1	4,3	3,4	3,9	5,4	6,4	6,2	5,5	3,6	4,6	4,2	3,1
2	5,2	3	4,2	3,9	4,3	5,3	5	5,7	4,5	3,1	3,7	4,6	3,2
3	5,3	4,3	4,3	4,5	4,8	5,5	4,2	4,9	5,3	3,3	3,4	3,4	3,2
Min:	4,5	2,1	4,2	3,4	3,9	5,3	4,2	4,9	4,5	3,1	3,4	3,4	3,1

Nahtanstiegswinkel $\alpha_4$ in °													
Schnitt	V1-002	V1-004	V1-005	V1-006	V1-007	V1-008	V1-009	V1-010	V1-011	V1-012	V1-013	V1-014	V1-015
1	14,3	12,5	17,4	13,0	11,3	18,5	17,4	16,5	14,7	16,3	17,4	13,1	16,9
2	16,8	13,8	15,0	12,1	20,4	15,5	13,4	15,6	13,0	15,5	16,6	16,0	15,3
3	22,5	14,1	12,1	16,5	16,9	18,6	15,3	15,1	15,8	16,3	19,1	13,8	14,4
Max:	22,5	14,1	17,4	16,5	20,4	18,6	17,4	16,5	15,8	16,3	19,1	16,0	16,9

**Tabelle A.9:** Gemessene Breiten der Nahtüberhöhung  $b_1$  (Rohraußenseite) vgl. Abbildung 3.17 in verschiedenen Schnitten der unbearbeiteten Naht an Rohr 1

Breite der Nahtüberhöhung $b_1$												
V1-002	V1-004	V1-005	V1-006	V1-007	V1-008	V1-009	V1-010	V1-011	V1-012	V1-013	V1-014	V1-015
11,8	11,5	11,4	11,9	11,6	11,1	11,0	12,0	11,6	12,3	11,4	11,7	11,1
11,5	11,5	11,3	11,7	11,7	10,9	11,3	11,6	11,4	12,6	11,5	11,6	11,4
11,5	11,8	11,4	11,9	11,6	11,4	11,3	12,2	11,6	12,1	11,9	11,7	11,2

**Tabelle A.10:** Gemessene Breiten der Nahtüberhöhung  $b_2$  (Rohrinnenseite) vgl. Abbildung 3.17 in verschiedenen Schnitten der unbearbeiteten Naht an Rohr 1

Breite der Nahtüberhöhung $b_2$												
V1-002	V1-004	V1-005	V1-006	V1-007	V1-008	V1-009	V1-010	V1-011	V1-012	V1-013	V1-014	V1-015
8,9	8,5	8,7	8,7	8,0	8,5	8,3	8,4	8,6	8,0	8,8	9,0	8,3
8,9	8,4	8,3	8,7	8,4	8,3	8,4	8,8	8,7	8,3	8,9	9,1	8,5
8,6	8,7	8,8	8,8	8,5	8,5	8,6	8,7	9,3	9,0	8,9	9,0	8,9

**Tabelle A.11:** Gemessene Nahtüberhöhungen  $h_1$  vgl. Abbildung 3.17 in verschiedenen Schnitten der unbearbeiteten Naht an Rohr 1

Nahtüberhöhung $h_1$												
V1-002	V1-004	V1-005	V1-006	V1-007	V1-008	V1-009	V1-010	V1-011	V1-012	V1-013	V1-014	V1-015
0,880	1,102	1,071	1,149	1,046	1,042	1,280	1,166	1,087	1,701	1,811	1,309	1,201
0,884	1,192	1,095	1,166	1,102	1,054	1,273	1,175	1,137	1,633	1,749	1,280	1,230
0,885	1,087	1,107	1,201	1,132	1,046	1,239	1,186	1,177	1,629	1,773	1,241	1,250
0,913	1,077	1,098	1,197	1,149	1,056	1,226	1,235	1,182	1,628	1,771	1,232	1,254
0,919	1,057	1,094	1,205	1,146	1,036	1,249	1,218	1,194	1,568	1,774	1,224	1,205
0,915	1,064	1,102	1,197	1,148	1,024	1,275	1,259	1,186	1,524	1,769	1,173	1,172
0,918	1,090	1,104	1,179	1,122	1,041	1,260	1,247	1,182	1,528	1,768	1,171	1,171
0,939	1,101	1,117	1,188	1,140	1,061	1,234	1,223	1,207	1,522	1,756	1,153	1,153
0,949	1,110	1,094	1,197	1,124	1,076	1,232	1,223	1,203	1,529	1,760	1,200	1,142

**Tabelle A.12:** Gemessene Nahtüberhöhungen  $h_2$  vgl. Abbildung 3.17 in verschiedenen Schnitten der unbearbeiteten Naht an Rohr 1

Nahtüberhöhung $h_2$												
V1-002	V1-004	V1-005	V1-006	V1-007	V1-008	V1-009	V1-010	V1-011	V1-012	V1-013	V1-014	V1-015
0,781	1,001	0,982	0,859	0,969	0,852	0,969	1,025	1,112	1,096	0,910	1,330	1,149
0,777	0,990	1,007	0,848	0,959	0,810	0,942	1,071	1,115	1,192	0,911	1,429	1,187
0,794	1,003	1,029	0,892	1,005	0,804	0,971	1,045	1,163	1,237	0,895	1,453	1,129

**Tabelle A.13:** Gemessene Winkelverzüge  $\alpha_v$  vgl. Abbildung 3.17 in verschiedenen Schnitten der unbearbeiteten Naht an Rohr 1

Winkelverzug												
V1-002	V1-004	V1-005	V1-006	V1-007	V1-008	V1-009	V1-010	V1-011	V1-012	V1-013	V1-014	V1-015
6,8	6,3	5,2	4,9	4,0	5,3	4,2	3,6	5,4	5,7	4,3	4,0	4,4